

PREVISÃO DE VIDA REMANESCENTE DE AÇO FERRÍTICO 2,25Cr-1Mo
ENVELHECIDO EM SERVIÇO

Tamirys Rodrigues dos Santos

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida
Heloisa Cunha Furtado


Rio de Janeiro
Outubro de 2017

PREVISÃO DE VIDA REMANESCENTE DE AÇO FERRÍTICO 2,25Cr-1Mo
ENVELHECIDO EM SERVIÇO

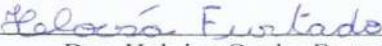
Tamirys Rodrigues dos Santos

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE) DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.


Examinada por:



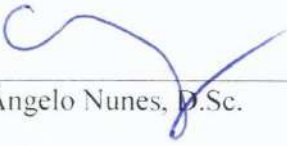
Prof. Luiz Henrique de Almeida, D.Sc.



Dra. Heloisa Cunha Furtado, D.Sc.



Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.



Prof. Carlos Ângelo Nunes, D.Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ - BRASIL

OUTUBRO DE 2017

Santos, Tamirys Rodrigues dos

Previsão de Vida Remanescente de Aço Ferrítico
2,25Cr-1Mo Envelhecido em Serviço/ Tamirys Rodrigues
dos Santos. – Rio de Janeiro: UFRJ/ COPPE, 2017.

X, 130 p.: il.; 29,7 cm.

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida

Heloisa Cunha Furtado

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de
Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2017.

Referências Bibliográficas: p. 103-107

1. Aços 2,25Cr-1Mo. 2. Previsão de Vida em Fluência.
3. Evolução Microestrutural. I. Almeida, Luiz Henrique
de, *et al.* II. Universidade Federal do Rio de Janeiro,
COPPE, Programa de Engenharia Metalúrgica e de
Materiais. III. Título

Dedico este trabalho primeiramente a Deus, pois sem ele nada seria possível, ao meu pai, à minha mãe, à minha irmã, à minha sobrinha e ao meu namorado que estiveram ao meu lado em todos os momentos desta jornada.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo sempre.

Aos meus pais, Wander e Jacqueline, e minha irmã, Thays, pelo amor, incentivo e apoio incondicional, especialmente por não medirem esforços para que eu sempre pudesse estudar.

À minha sobrinha Maria Fernanda, por sempre me alegrar durante todos os dias de sua existência.

Ao meu namorado Rodrigo, pelo companheirismo, carinho e amor. E mesmo que a distância, sempre esteve comigo.

Aos amigos, que estiveram comigo durante o mestrado, em especial à Gabriella e à Amanda por não me deixarem desistir nunca.

À engenheira Heloisa Cunha Furtado e ao professor Luiz Henrique de Almeida pela orientação, atenção e paciência dada a mim e a esta dissertação.

Aos amigos do CEPEL, Glaucio, Josélio e Roberta por todo ensinamento e auxílio durante esta etapa tão importante que está se concluindo.

Aos professores do Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, por todo esse período de aprendizado, que hoje me faz mestre.

Ao CEPEL, pela disponibilidade de equipamentos e recursos para a realização deste projeto.

Ao engenheiro Luís Carlos Greggianin, da empresa BRASKEM, que cedeu o material para que este estudo fosse realizado.

À CAPES, pela bolsa de estudos concedida durante parte da jornada.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

PREVISÃO DE VIDA REMANESCENTE DE AÇO FERRÍTICO 2,25Cr-1Mo
ENVELHECIDO EM SERVIÇO

Tamirys Rodrigues dos Santos

Outubro/2017

Orientadores: Luiz Henrique de Almeida

Heloisa Cunha Furtado

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

Materiais para aplicações em operação em altas temperaturas e pressões por longos tempos devem conter boa resistência à fluência e à oxidação. Para esta finalidade são frequentemente utilizados os aços ferríticos, em especial da classe Cr-Mo. Os aços desta classe se degradam devido à longa exposição em elevadas temperaturas, tal fato torna primordial a averiguação das mudanças microestruturais e os fatores que afetam o comportamento do material em fluência. O objetivo do trabalho foi avaliar a previsibilidade dos métodos de previsão de vida utilizando dados de fluência obtidos a partir de um aço 2,25Cr-1Mo envelhecido em serviço por 280.000 horas e outro semelhante na condição de novo. A partir dos resultados dos ensaios foram construídas curvas de extrapolação de vida remanescente e analisadas as microestruturas das amostras que foram submetidas a diferentes graus de tensão e temperaturas de 500 e 550°C. Foi demonstrado que o método de Larson-Miller se mostrou mais adequado na previsão obtida a partir dos dados do aço envelhecido, tendendo a previsão do novo. Na microestrutura, a presença de carbonetos do tipo M_6C se caracterizou um marcador do grau de degradação do aço.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

REMAINING LIFE PREDICTION FOR 2.25Cr-1Mo FERRITIC STEEL AGED IN SERVICE

Tamirys Rodrigues dos Santos

October/2017

Advisors: Luiz Henrique de Almeida

Heloisa Cunha Furtado

Department: Metallurgical and Materials Engineering

Materials for long time, high temperature and pressure applications must be resistant to creep and oxidation. For this purpose, Cr-Mo ferritic steels are widely used, which makes important the investigation of their microstructural changes and creep behaviors. The aim of this research is evaluate life prediction parametric methods using creep data obtained from 2.25 Cr-1Mo steel in two different conditions: as received and aged in service at 515°C and 12,26 MPa (internal pressure) for 280,000 hours. The aged material was submitted to rupture creep tests at 500 and 550°C and different stresses in order to built life extrapolation curves and analyze microstructural degradation and carbides precipitation. It was concluded that: the Larson-Miller is the parametric method that better fit aged and new steel degradation behavior in the life prediction obtained from the data of the aged steel, tending to predict the new one; the presence of M_6C carbides is an indicator of Cr-Mo steel degradations.

SUMÁRIO

	PG.
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. Aços ferríticos Cr-Mo	4
2.1.1. Histórico dos aços ferríticos da classe Cr-Mo	4
2.1.2. Elementos de liga nos aços Cr-Mo	6
2.1.3. Envelhecimento em serviço	10
2.1.4. Aços ferríticos 2,25Cr-1Mo	11
2.1.5. Precipitados e sua evolução nos aços ferríticos 2,25Cr-1Mo	14
2.2. Fluência	23
2.2.1. Curva de fluência	23
2.2.2. Mecanismos de deformação por fluência	25
2.2.3. Técnicas paramétricas de extrapolação	27
2.2.3.1. Parâmetro de Larson-Miller	28
2.2.3.2. Parâmetro de Manson-Haferd	32
2.2.3.3. Parâmetro de Orr-Sherby-Dorn	34
2.2.3.4. Parâmetro de Manson-Brown	35
2.2.3.5. <i>Minimum Commitment Method</i>	36
2.2.3.6. Mecânica do Dano Contínuo	38
3. MATERIAIS E MÉTODOS	47
3.1. Material	47
3.2. Composição química	48
3.3. Ensaio de Tração	49

3.4. Ensaio de Dureza	51
3.5. Ensaio de Fluência	51
3.6. Microscopia de Luz Visível (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	55
3.7. Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)	55
3.8. Etapas do projeto.....	57
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
4.1. Ensaio de Tração e Dureza	58
4.2. Ensaio de Fluência.....	59
4.3. Análise Microestrutural.....	64
4.3.1. Aço envelhecido em serviço	64
4.3.2. Condição de ensaio: $F_{500,177}$	67
4.3.3. Condição de ensaio: $F_{500,157}$	70
4.3.4. Condição de ensaio: $F_{500,137}$	72
4.3.5. Condição de ensaio: $F_{550,157}$	74
4.3.6. Condição de ensaio: $F_{550,137}$	76
4.3.7. Condição de ensaio: $F_{550,127}$	78
4.3.8. Condição de ensaio: $F_{550,117}$	80
4.3.9. Condição de ensaio: $F_{550,108}$	81
4.4. Análise de previsão de vida remanescente a partir dos métodos de extrapolação de dados de fluência	90
5. CONCLUSÕES.....	100
6. TRABALHOS FUTUROS.....	102
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	103

ANEXO I	108
----------------------	------------

ANEXO II.....	114
----------------------	------------

1. INTRODUÇÃO

A conservação de energia e a proteção ambiental são questões mundialmente consideradas de extrema importância. Os projetos de usinas geradoras de energia elétrica procuram reduzir os custos de combustível e as emissões de CO₂ através de melhorias na eficiência. Esta é descrita como a proporção da energia que é gerada pela queima de combustível que é convertida em energia elétrica. A eficiência das usinas pode ser melhorada através do aumento da temperatura e da pressão máxima de funcionamento suportada por seus componentes, conduzindo a uma economia de combustível e ocasionando redução na taxa de danos causada ao meio ambiente.

Materiais para aplicações em operação em altas temperaturas e pressões por longos tempos devem conter boa resistência à fluência e à oxidação. Para esta finalidade, são frequentemente utilizados os aços ferríticos, em especial os que contêm Cr e Mo, pois além de possuírem as propriedades necessárias para este propósito, também apresentam alta resistência à corrosão, alta tenacidade, boa soldabilidade e baixa expansão térmica. A resistência à fluência é conferida pelos mecanismos de endurecimento por solução sólida e pela precipitação de carbonetos.

Os aços desta classe se degradam devido à longa exposição em elevadas temperaturas. Esta atua como força motriz para a difusão, favorecendo a precipitação dos carbonetos. Estes carbonetos, precipitados a partir dos elementos de liga presentes em solução sólida na matriz, sofrem esferoidização e coalescem, o que é prejudicial à resistência à fluência da liga. Portanto, as mudanças e os fatores que afetam o comportamento do material em fluência devem ser investigados.

O fenômeno de fluência é o principal mecanismo de falha em materiais submetidos a altas temperaturas e pressões em aplicações que envolvem vapor e geração de energia, limitando a vida do componente em serviço. Nessas aplicações, os materiais são expostos a temperaturas superiores a 500°C e a pressões de até 30 MPa. Consequentemente, avaliar a dependência da temperatura com as propriedades mecânicas e comportamento de fluência torna-se essencial. Isto é especialmente importante para os aços de alta resistência, como o aço 2,25Cr-1Mo objeto do presente estudo, que são amplamente utilizados, devido à sua boa resistência à fluência, em

refinarias de óleo, indústrias químicas, e em estações de geração de energia elétrica, em componentes como tubulações, trocadores de calor, válvulas de pressão e superaquecedores.

Alguns destes componentes são projetados para permanecer em operação sob condições de fluência por mais de cem mil horas. Dessa forma, existe a necessidade da utilização de técnicas de extrapolação que permitam estimar sua resistência em longo prazo e seu tempo de ruptura com base em testes de curta duração. Entretanto, essas avaliações e previsões baseadas na extrapolação de dados dependem de métodos precisos de quantificação da extensão do dano sofrido devido às condições de operação. Metodologias para extrapolação de dados de fluência como a de Larson-Miller [1], Manson-Haferd [2], Orr-Sherby-Dorn [3], Manson-Brown [4], *Minimum-Commitment Method* [5] e Penny [6] são utilizadas, contudo é necessário verificar a coesão entre as previsões de vida remanescente para cada caso.

Além disso, devido à evolução microestrutural ocorrida nos aços Cr-Mo, torna-se de grande relevância o estudo da microestrutura envelhecida para a determinação do grau de degradação sofrida a partir dos carbonetos existentes, constituindo-se meio de análise da vida útil do material realizada através de inspeções dos equipamentos de uma usina.

O presente estudo teve por objetivo, a partir de um aço ferrítico 2,25Cr-1Mo envelhecido por 280.000 horas em condição controlada e sem falhas, avaliar a previsibilidade dos métodos de extrapolação de vida remanescente. Esta análise foi possível através da comparação realizada entre as previsões obtidas para os dados de comportamento em fluência do material novo, apresentados pelo NRIM (*National Research Institute for Metals*) [7], localizado no Japão, e as calculadas para o material envelhecido em serviço. As metodologias escolhidas para este fim foram Larson-Miller, Manson-Haferd e Penny. Também foram efetuadas análises da microestrutura e do comportamento mecânico do material envelhecido com o intuito de avaliar o nível de degradação sofrido em serviço através de microscópio de luz visível e microscópios eletrônicos de varredura e transmissão, e do comportamento mecânico, através de ensaios de tração e dureza, do material envelhecido com o intuito de avaliar o nível de degradação sofrido devido às condições de serviço.

Com os resultados obtidos foi possível realizar a comparação entre as curvas mestras do material novo e do envelhecido em serviço e obter a previsão de vida remanescente para o aço 2,25Cr-1Mo a partir dos dados de fluência do material envelhecido.

Constatou-se que os valores de previsão de vida obtidos pela extrapolação dos dados de fluência do aço envelhecido em serviço são condizentes com as calculadas para o mesmo novo, quando utilizado o método de Larson-Miller. Também foi possível realçar a necessidade de dados de tempo de ruptura mais longos que os obtidos para aumento da precisão. Ainda se concluiu que o aço envelhecido em serviço estava em estágio de degradação D e que após condições de fluência favoráveis o mesmo evoluiu para estágio E. Observou-se a queda da resistência a fluência esperada devido à evolução microestrutural que foi comprovada, através das análises do MET, na qual foram encontrados precipitados que caracterizam o fim da vida útil do aço, como o M_6C .

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - Aços Ferríticos Cr-Mo

2.1.1 - Histórico dos aços ferríticos da Classe Cr-Mo

Ao longo do século XX houve grande progresso na área tecnológica, e um dos resultados mais notórios foi o desenvolvimento de aços resistentes ao fenômeno de fluência. A necessidade de melhorar a resistência à fluência dos aços baseou-se nos esforços das usinas geradoras de energia em melhorar a eficiência térmica de uma central elétrica, aumentando a temperatura e a pressão do vapor, a fim de reduzir o custo do combustível e a utilização deste recurso.

Desde o início do século XX, como mostrado na Figura 2.1, notou-se a redução do consumo específico de combustível nas usinas térmicas na Alemanha em consequência do aumento progressivo dos parâmetros do vapor de 275°C/12 bar a 620°C/300 bar. A maior contribuição para o aumento da eficiência da usina consistiu no desenvolvimento de aços resistentes ao calor com alta resistência à fluência e um nível de ductilidade aceitável nessas condições. As propriedades do material não foram identificadas até que ocorreu uma falha prematura dos parafusos de turbinas a vapor na década de 1930, apontando para o fato de que a resistência de aços utilizados em centrais elétricas, que operam em altas temperaturas depende significativamente do comportamento em fluência do material ao longo do tempo de serviço [8].

Para o desenvolvimento de novos materiais, foi necessário considerar que estes aços deveriam ser capazes de satisfazer requisitos específicos estabelecidos para uma operação confiável e econômica. Isto significava que estes materiais deveriam conter as propriedades adequadas para suportar as condições de serviço. As propriedades desses materiais poderiam ser modificadas através da adição de microligantes em aço carbono. Constatou-se, então, que adição de Mo, e sua permanência em solução sólida poderia proporcionar resistência à fluência. Além disso, a presença do Cr poderia melhorar a resistência à corrosão e também contribuir para o aumento da resistência mecânica do

aço a altas temperaturas [9], possibilitando temperaturas de serviço superiores as dos aços carbono [10].

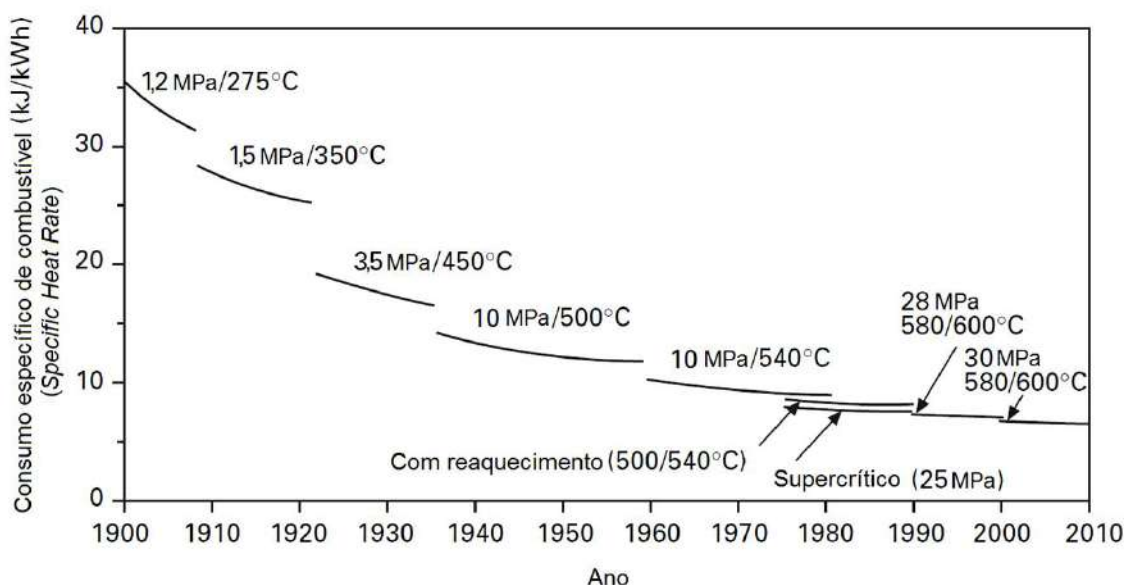


Figura 2.1 – Consumo específico de combustível (*heat rate*) de usinas à vapor na Alemanha como função dos parâmetros de vapor desde o ano de 1900 até 2010. Extraído e adaptado de [11].

Alguns dos aços resistentes ao calor mais comuns estão listados na Tabela 2.1. Os aços com menores teores de Cr e Mo apresentam estrutura de ferrita e perlita, mas a maioria tem microestrutura bainítica ou martensítica na condição normalizada [12]. O primeiro aço da classe Cr-Mo apresentava composição 2,25Cr-1Mo, e até 1950 foi empregado na maioria das caldeiras, que entraram em operação nesse período [13].

A Figura 2.2 mostra os valores de resistência à tração e limite de escoamento de alguns aços resistentes a altas temperaturas. Foram realizados ensaios curtos a temperatura ambiente e a 540°C em aços baixa liga para obtenção destes valores.

Dada à tendência do aumento das temperaturas de serviço, o desenvolvimento dos aços seguiu a linha do aumento das concentrações de Cr, como mostrado para ligas mais modernas presentes na parte inferior da Tabela 2.1. Uma exceção notável é a liga 2,25Cr-1,6W-V desenvolvida recentemente para aplicações em caldeiras, sendo uma modificação da liga 2,25Cr-1Mo com o Mo substituído pelo W.

Tabela 2.1 - Composições químicas nominais típicas (% em peso) de alguns dos aços da classe Cr-Mo resistentes à fluência. Extraído e adaptado de [12].

Ligas	C	Si	Mn	Ni	Mo	Cr	V	W	Nb
$1\text{Cr}\frac{1}{2}\text{Mo}$	0,15	0,25	0,50	-	0,60	0,95	-	-	-
$\frac{1}{4}\text{CrMoV}$	0,15	0,25	0,50	0,05	0,50	0,30	0,25	-	-
$\frac{1}{2}\text{Cr}\frac{1}{2}\text{Mo}\frac{1}{4}\text{V}$	0,12	0,25	0,50	-	0,60	0,45	0,25	-	-
1CrMoV	0,25	0,25	0,75	0,70	1,00	1,10	0,35	-	-
$2\frac{1}{4}\text{Cr1Mo}$	0,15	0,25	0,50	0,10	1,00	2,30	-	-	-
$2\frac{1}{4}\text{Cr}\frac{8}{5}\text{WV}$	0,05	0,20	0,50	-	0,10	2,20	0,20	1,6	0,05
$3\text{Cr}\frac{3}{2}\text{Mo}$	0,10	0,20	1,00	0,1	1,50	3,00	0,10	-	-
9Cr1Mo	0,10	0,60	0,40	-	1,00	9,00	-	-	-
12CrMoV	0,20	0,25	0,50	0,50	1,00	11,25	0,30	-	-
12CrMoVW	0,20	0,25	0,50	0,50	1,00	11,25	0,30	0,35	-
12CrMoVNb	0,15	0,20	0,80	0,75	0,55	11,50	0,28	-	0,30

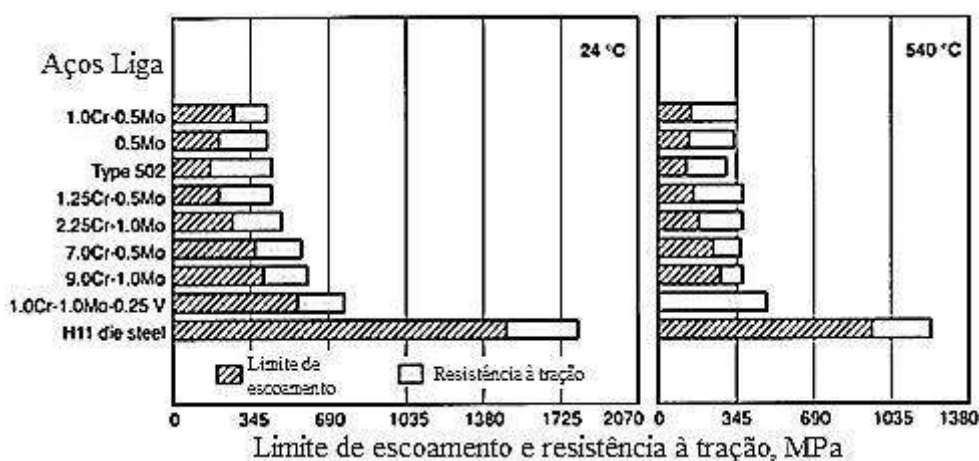


Figura 2.2 – Comparação dos valores de resistência à tração e de limite de escoamento, provenientes de ensaios de tração realizados a temperatura ambiente (24°C) e a temperatura elevada (540°C), de aços resistentes a altas temperaturas de operação. Extraído e adaptado de [9].

2.1.2 - Elementos de liga nos aços Cr-Mo

As quantidades de microligantes adicionadas ao aço são determinadas com o objetivo de promover mudanças nas propriedades físicas e mecânicas do produto, permitindo ao material desempenhar funções específicas. O aço microligado costuma

ser designado de acordo com o elemento de liga predominante, como é o caso dos chamados aços Cr-Mo.

O carbono, elemento necessário para a produção de aço, confere o aumento da resistência da liga. É necessária uma quantidade suficiente de C para que haja formação de carbonetos de Fe e a presença de Cr e Mo para proporcionar o endurecimento por precipitação e resistência à fluência. Sendo assim, este é o elemento mais importante para conferir as propriedades de um aço que opera a altas temperaturas. Altos níveis de C pode prejudicar a soldabilidade. Por esta razão, a faixa compreendida entre 0,1% e 0,2%, em peso é considerada a ideal para o equilíbrio entre a resistência à fluência e a soldabilidade [14].

A adição de Cr em um aço tem como principal objetivo promover a estabilidade microestrutural e o aumento da resistência à oxidação do material. O Cr forma carbonetos dentro dos grãos, que auxilia no controle da microestrutura quando exposta a altas temperaturas. Este elemento também aumenta a dureza e a soldabilidade da liga. Quando presente em solução sólida atua como estabilizante da ferrita [14]. O Cr, geralmente, leva a alguma redução de resistência à fluência do material quando adicionado em aço ao Mo. Entretanto, para um aço com 1% de Mo, a resistência à fluência “ótima” é alcançada com 2,25% de Cr, sendo assim, este é um elemento extremamente efetivo em teores que variam entre 1% e 2,25%, quando inserido a um aço contendo Mo, como mostrado na Figura 2.3 [9].

O propósito da inclusão do Mo é conferir ao aço resistência à fluência, portanto, é o elemento essencial para materiais que estarão submetidos temperaturas em torno de 500°C. O Mo é um átomo substitucional que aumenta a resistência intrínseca da matriz através do endurecimento por solução sólida. Ele também melhora o desempenho da liga em fluência através da formação de carbonetos coerentes, finos e aciculares, do tipo Mo_2C . Acreditava-se ser este precipitado responsável pela maior resistência dos aços Cr-Mo, porém, por não ser estável nas temperaturas típicas de serviço, essa teoria não se consolidou [14]. Além disso, presume-se que o Mo reduza o coeficiente de difusão dos outros elementos.

Como o Mo é um elemento de alta afinidade com C, é preferível a adição de outros elementos de liga que possuam maior afinidade com C, como o Ti, o Nb e o V, objetivando a precipitação de outros carbonetos e permitindo que o Mo permaneça em solução [15].

Em aços ferríticos, a presença de 1% em peso de Mo em solução é suficiente para bloquear o movimento de discordâncias. Logo, a adição de mais de 1% de Mo não traz benefícios (assumindo que todo o Mo estará em solução) [16].

A Figura 2.4 apresenta a influência do teor Mo na resistência a ruptura por fluência após 100.000 horas nas temperaturas de 500°C e 550°C, para um aço sem Cr e dois aços com teores diferentes de Cr. Com o aumento de Mo verifica-se um aumento de resistência. A presença do Cr também mostrou-se benéfica em relação a resistência dos aços em elevada temperatura, principalmente a 550°C [9].

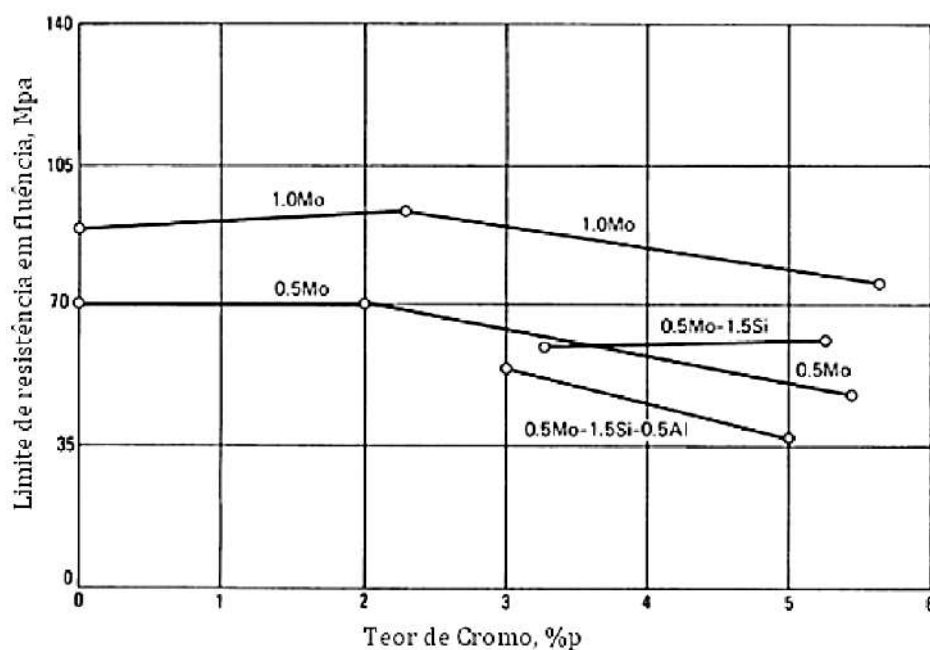


Figura 2.3 – Efeito do teor de Cr na resistência a fluência de aços contendo Mo. Extraído e adaptado de [9].

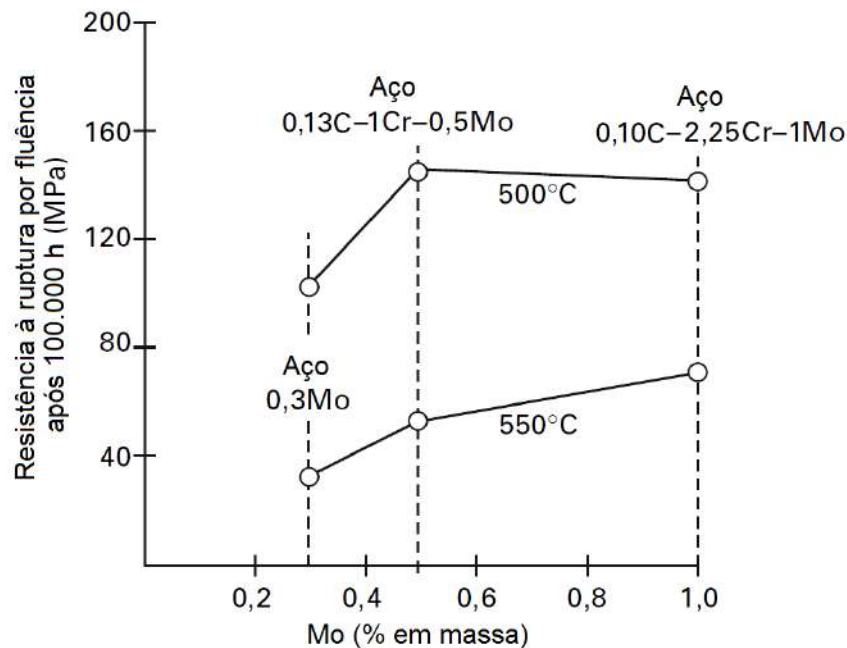


Figura 2.4 – Relação da resistência à fluência de aços baixa liga em função do teor de Cr e Mo a 500°C e 550°C. Extraído e adaptado de [11].

O Nb e V são adicionados para melhorar as propriedades de resistência a elevadas temperaturas. O V também é adicionado a alguns dos aços alto carbono para proporcionar resistência adicional no revenimento e para retardar o crescimento de carbonetos na temperatura de serviço. O Nb é adicionado aos aços para aumentar a sua resistência através da formação de carbonetos. Ambos melhoram a resistência ao ataque pelo hidrogênio, mas podem promover a fissuração a quente durante o reaquecimento [9].

A adição de W, a exemplo do verificado para o Mo em aços ferríticos baixa liga, induz ao endurecimento secundário com a precipitação de WC. Entretanto, a difusão de W em Fe- α é um processo lento e, na presença de Mo e V, os carbonetos Mo₂C e V₄C₃ precipitam preferencialmente. Assim, o W permanece em solução sólida promovendo o endurecimento [15]. Recentemente tem sido fabricados aços com o W substituindo o Mo.

2.1.3 - Envelhecimento em serviço

Durante a vida em serviço sob condições em que há exposição do componente a temperaturas elevadas, ocorre degradação gradual da microestrutura do aço e como consequência a redução de suas propriedades.

A estabilidade da microestrutura de um aço baixa liga retarda sua degradação, mesmo quando material está submetido a altas temperaturas e pressões. A microestrutura de um aço ferrítico é composta por finos carbonetos estáveis, impedindo a movimentação das discordâncias. No entanto, é inevitável que transformações ocorram durante longos períodos de serviço ou condições críticas, causando uma perda de resistência do material. Algumas das modificações na estrutura podem ser: precipitação e transformação de carbonetos, decomposição de áreas perlíticas/bainíticas, alterações na morfologia do carboneto e variações químicas na matriz [17].

A fluência, normalmente, é o principal mecanismo de degradação dos materiais que operam nas indústrias que trabalham a altas temperaturas, sendo, portanto, um dos limitadores da vida útil do componente. A resistência à fluência dos aços Cr-Mo é proveniente de duas fontes principais:

- Endurecimento por solução sólida do carbono, molibdênio e cromo na matriz ferrítica;
- Endurecimento por precipitação de carbonetos, nitretos e carbonitretos.

O endurecimento da matriz ferrítica, devido à adição de elementos de liga mantidos em solução sólida e aos carbonetos precipitados pelo tratamento térmico do aço, é seguido pela perda de resistência durante longa exposição a altas temperaturas, devido à precipitação e evolução dos carbonetos presentes. Nos primeiros estágios da fluência, os efeitos de solução sólida são a maior contribuição para a resistência mecânica. Com o passar do tempo, a precipitação de carbonetos contribui preponderantemente para a resistência à fluência. O efeito de endurecimento dos carbonetos diminui com o seu coalescimento, formando estruturas mais estáveis, apesar de conferirem menos resistência. Ambos os mecanismos de endurecimento tornam-se instáveis em temperaturas muito elevadas [16]. A relação das modificações que ocorrem

na microestrutura, após longos tempos de exposição a temperaturas elevadas, com a resistência à fluência dos aços Cr-Mo está ilustrada na Figura 2.5.

As transformações de fase dos carbonetos, que ocorrem nos aços submetidos a condições de fluência, estão relacionadas com a temperatura e o tempo ao qual o material esteve exposto. As características do coalescimento de carbonetos em um aço da caldeira (como sua cinética e a degradação da liga) são de extrema importância, possuindo estreita relação com as condições de serviço. O estudo da evolução dos precipitados pode ser utilizado para monitoramento da integridade do componente [18].

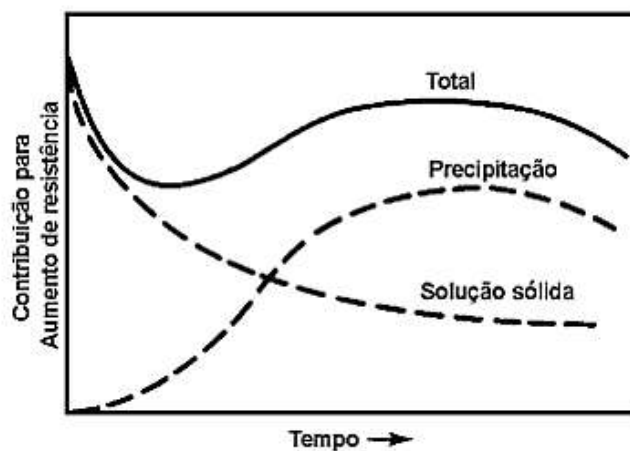


Figura 2.5 - Influência dos mecanismos de endurecimento na resistência à fluência em 550°C de um aço Cr-Mo normalizado, extraído e adaptado de [9].

2.1.4 - Aços ferríticos 2,25Cr-1Mo

Os aços de baixa liga com microestruturas ferrita-perlita ou ferrita-bainita são largamente utilizados em temperaturas elevadas em usinas geradoras de energia movidas a combustíveis fósseis, indústrias químicas e de petróleo. Os aços C-Mo com 0,5% de Mo são utilizados até 540°C, enquanto aços de baixa liga com 0,5-9,0% de Cr e 0,5-1,0% Mo na composição, com elementos formadores de carbonetos (tais como V, W, Nb e Ti), são muitas vezes utilizados até cerca de 650°C.

Os aços altamente ligados, que dependem de uma matriz austenítica para as suas propriedades de alta temperatura, geralmente têm maior resistência à degradação química e mecânica em temperaturas elevadas do que aços ferríticos de baixa liga. No

entanto, um teor de liga mais alto significa, geralmente, um custo mais elevado. Os aços ferríticos ao carbono e os de baixa liga, portanto, são amplamente utilizados em várias formas (tubulações, vasos de pressão, parafusos, peças estruturais) em uma variedade de aplicações que envolvem a exposição a temperaturas elevadas. Além disso, o interesse em aços ferríticos é grande devido ao fato do coeficiente de expansão térmica ser relativamente menor e maior condutividade térmica torná-los mais atraentes do que aços austeníticos em aplicações em que os ciclos térmicos estão presentes.

As microestruturas dos aços Cr-Mo podem variar entre ferrita-perlita e ferrita-bainita dependendo das taxas de resfriamento características dos tratamentos térmicos como revenimento, recozimento e normalização; e também de sua composição química. A microestrutura bainítica possui maior resistência à fluência sob altas tensões em condições de tempos curtos, porém se degrada mais rapidamente em temperaturas mais altas do que as estruturas perlíticas. Assim, o aço ferrítico-perlítico resiste melhor à fluência em temperaturas mais elevadas, porém em tensões mais baixas. Como ambas as microestruturas tendem a esferoidização, espera-se que em longos tempos de vida em serviço as duas venham a convergir para resistência à fluência similar.

O aço 2,25Cr-1Mo foi o primeiro da classe Cr-Mo a ser empregado extensivamente pelas usinas geradoras de energia elétrica por possuir melhor resistência à oxidação e à fluência do que os aços 0,5Mo e 1Cr-0,5Mo. É uma liga altamente utilizada para o serviço de até 650°C sem a presença de hidrogênio, ou até 480°C em ambiente com hidrogênio [9].

As condições severas de funcionamento nas aplicações justificam os estudos extensivos sobre o comportamento dessa liga 2,25Cr-1Mo sob condições de carregamentos complexos e em ambientes incomuns. Este aço tornou-se uma referência à qual os desempenhos de outras ligas podem ser medidos.

A Figura 2.6 apresenta o efeito da exposição à temperatura de 455°C na resistência do aço 2,25Cr-1Mo ao longo do tempo de ensaio sem tensão aplicada. Nota-se que a resistência à tração e o limite de escoamento do material variaram de acordo com a ocorrência dos mecanismos de endurecimento mencionados na seção 2.1.3.

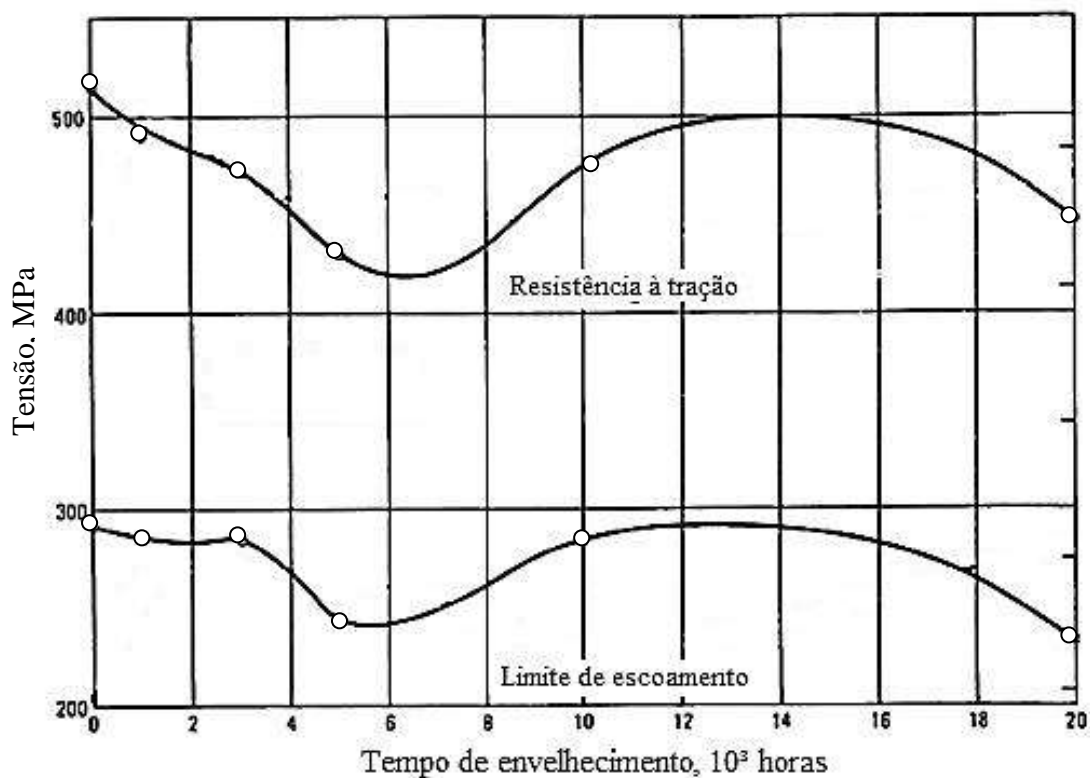


Figura 2.6 - Efeito da exposição à temperatura de 455°C na resistência do aço 2,25Cr-1Mo ao longo do tempo de ensaio de tração. Extraído e adaptado de [9].

Também foram realizados estudos para avaliar a alteração da resistência mecânica do aço 2,25Cr-1Mo de acordo com o tratamento térmico realizado previamente e com o aumento da temperatura [9]. A Figura 2.7 indica esses resultados sobre o efeito do aumento da temperatura na resistência à tração, no limite de escoamento, na resistência à fluência e na tensão de ruptura para dois aços 2,25Cr-1Mo com diferentes tratamentos térmicos.

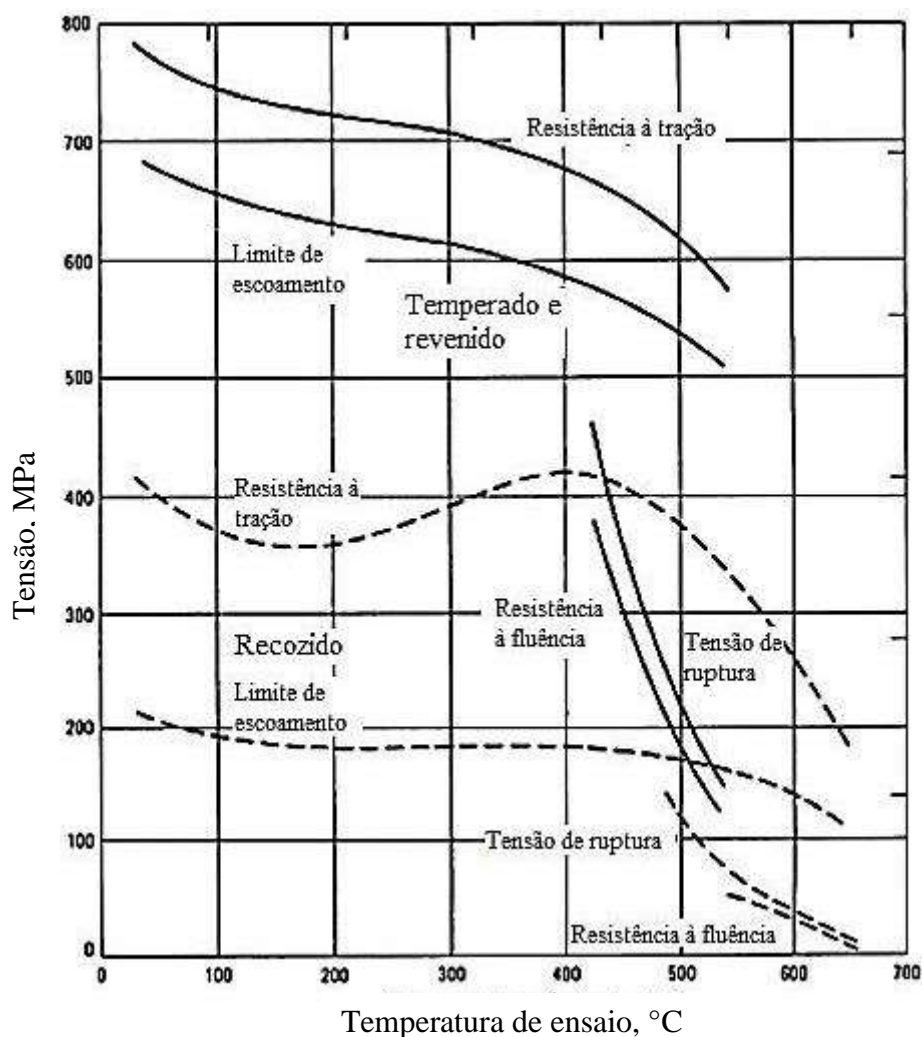


Figura 2.7 - Efeito da temperatura de ensaio na resistência à tração, no limite de escoamento, na resistência à fluência (taxa de fluência de $0,1 \mu\text{m}/\text{h}$) e na tensão de ruptura (para o tempo de cem mil horas) do aço 2,25Cr-1Mo em duas condições: recozido (linha tracejada); e temperado e revenido (linha contínua). Extraído e adaptado [9].

2.1.5 - Precipitados e sua evolução nos aços ferríticos Cr-Mo

Os aços Cr-Mo possuem precipitados que se diferenciam através de sua composição química, estrutura cristalina e na distribuição dentro do material. A técnica de difração de raios-x permite a identificação dos carbonetos e nitretos presentes nos aços dessa classe. Essas fases são caracterizadas como M_iX_j , onde M representa os metais de transição (V, Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Nb, Mo, Ti ou W) e X representa C ou N.

Carbonetos do tipo MC, M_2C , M_3C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_6C foram reportados por diversos autores, e serão descritos com maiores detalhes nos parágrafos seguintes [19].

O carboneto MC possui uma estrutura cúbica de face centrada, aparecendo nos materiais quando há adição de Nb ($a_0 = 4,47 \text{ \AA}$), Ti ($a_0 = 4,36 \text{ \AA}$) e V ($a_0 = 4,16 \text{ \AA}$).

O M_2C é frequentemente um carboneto rico em Mo, com estrutura hexagonal compacta ($a_0 = 3,00 \text{ \AA}$, $c_0 = 4,72 \text{ \AA}$) e alta solubilidade para o Cr e o V. É tipicamente acicular e fino, quando ocorre de maneira intragranular e levemente globular quando aparece nos contornos dos grãos. Nucleiam inicialmente coerentes com a matriz ferrítica.

O precipitado M_3C é rico em Fe e possui a estrutura ortorrômbica da cementita ($a_0 = 4,52 \text{ \AA}$, $b_0 = 5,09 \text{ \AA}$ e $c_0 = 6,74 \text{ \AA}$). O Cr e o Mo possuem solubilidade limitada dentro do carboneto. É um precipitado primário, por não haver precipitação adicional após sua formação na matriz nem mudança de sua forma original, à exceção de coalescimento pouco acentuado. Com o revenimento, a concentração de Cr na cementita aumenta, tendendo a formar carbonetos mais estáveis.

O M_7C_3 é um carboneto rico em Cr com estrutura hexagonal ($a_0 = 13,98 \text{ \AA}$, $c_0 = 4,51 \text{ \AA}$). O Fe e o Mn tem alta solubilidade neste precipitado. É encontrado na forma acicular na matriz e globular quando presentes no contorno de grão. Sua nucleação ocorre a partir do M_3C , tanto dentro quanto na interface ferrita-carboneto, pois o teor de Cr do M_3C aumenta antes para que ocorra a formação do M_7C_3 .

O $M_{23}C_6$ é um precipitado rico em Cr com estrutura cúbica de face centrada ($a_0 = 10,62 \text{ \AA}$) e tem alta solubilidade de Fe e C. Sua nucleação ocorre a partir do M_3C e também pode decorrer a partir da solubilização do M_7C_3 para longos tempos de envelhecimento, tanto dentro quanto na interface ferrita-carboneto.

O M_6C é essencialmente constituído de Fe e Mo, apresentando teores relativamente altos de Si. Possui estrutura cúbica de face centrada ($a_0 = 11,08 \text{ \AA}$). Aparece na forma globular e nucleia nos contornos de grão e na interface matriz-carbonetos. É um carboneto estável.

PILLING e RIDLEY [20] identificaram os espectros dos principais carbonetos, através do EDS, encontrados nos aços Cr-Mo, apresentados na Figura 2.8. TODD [21]

identificou um carbonitreto adicional $(\text{CrMo})_2\text{CN}$, até então não citado na literatura, o espectro correspondente ao carbonitreto está exibido na Figura 2.9.

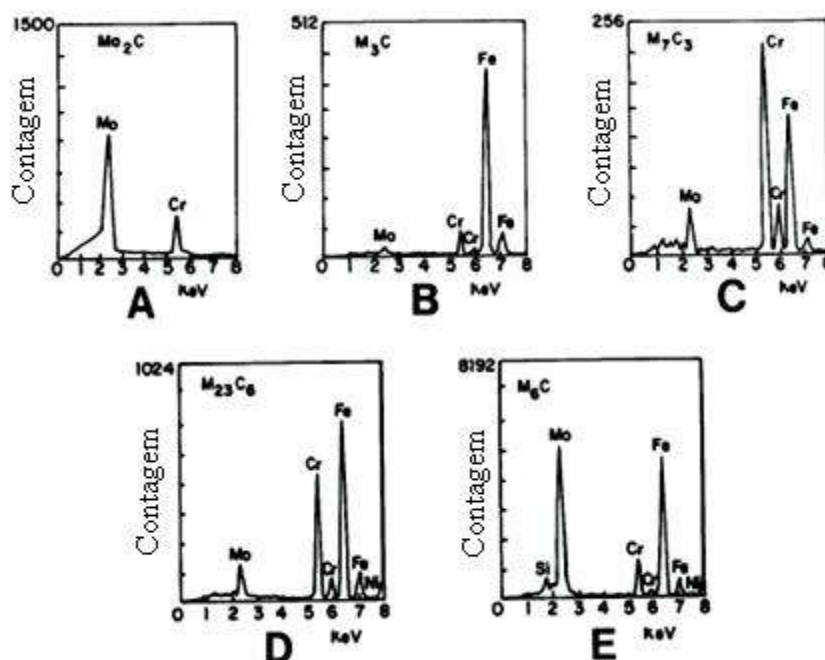


Figura 2.8 - Espectros de EDS característicos dos principais carbonetos precipitados encontrados nos aços da classe Cr-Mo, (A) Mo_2C , (B) M_3C , (C) M_7C_3 , (D) M_{23}C_6 , (E) M_6C , adaptado e extraído de [20].

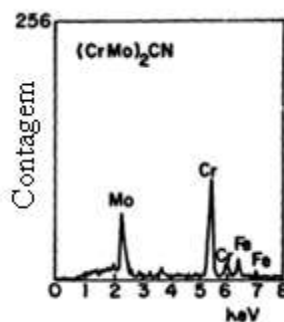


Figura 2.9 - Espectro de EDS característico do carbonitreto $(\text{CrMo})_2\text{CN}$ encontrado no aço 3%Cr-1,5%Mo, adaptado e extraído de [21].

Estudos mostraram que certos tipos de carbonetos podem formar fases cristalinas definidas na matriz durante o revenimento, têmpera ou durante serviços em altas temperaturas, ou seja, podem ser produtos finais ou podem representar estágios

intermediários em uma sequência de carbonetos. Em certos aços, fases desse tipo aparecem como o primeiro estágio no processo de precipitação ou sequência de solubilização e formação de novos carbonetos mais estáveis. Suas existências podem ser transitórias, porém importantes, já que podem levar ao endurecimento por precipitação [22].

Pesquisas vêm indicando que tempos prolongados de exposição em altas temperaturas e pressões levam à precipitação dos carbonetos do tipo: $M_{23}C_6$ e M_6C [23].

TOFT e MARSDEN [24] estudaram a evolução microestrutural do aço 1Cr-0,5Mo constituinte de tubos de superaquecedores que operaram a temperaturas entre 454°C e 518°C, por tempos acima de 100.000 horas e pressão máxima de 13,79 MPa. Os autores encontraram uma relação entre a tensão de ruptura e o grau de esferoidização e precipitação do aço; o que permitiu a elaboração de uma tabela de classificação dos estágios de degradação dos aços, ao longo do tempo de operação, conforme a Tabela 2.2. A Figura 2.10 ilustra as microestruturas referentes aos estágios de degradação mencionados na Tabela 2.2.

VARIN e HAFTEK [25], retiraram amostras de tubos que operavam em um reformador de petróleo bruto, feitos de aço 1Cr-0,5Mo, a temperatura de 520°C e tempos de serviço de 105.000 e 122.000 horas. Foi verificado que, após longos tempos de serviço, regiões onde havia perlita possuíam partículas de Fe_3C esferoidizadas (estágio D de degradação de TOFT e MARSDEN). Para o tempo de 122.000 horas, também foi observada a presença de partículas de M_7C_3 , o que sugere a solubilização de M_3C favorecendo a precipitação de M_7C_3 . Outra mudança observada nesse tempo foi a coexistência de M_2C e $M_{23}C_6$ nos grãos de ferrita. Foi concluído que a evolução dos precipitados ocorria do seguinte modo:

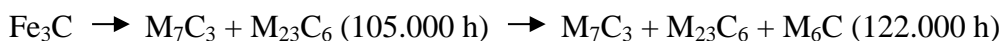
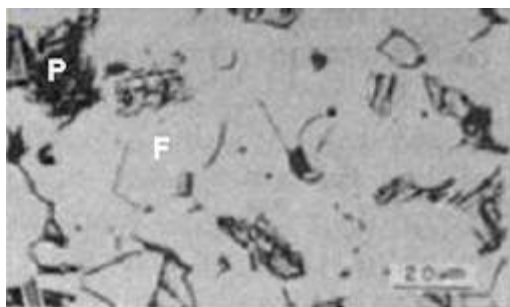
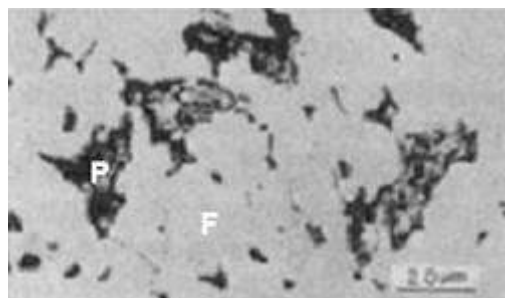


Tabela 2.2 - Classificação dos estágios de esferoidização e precipitação do aço 1%Cr-0,5%Mo de tubos de superaquecedores [24].

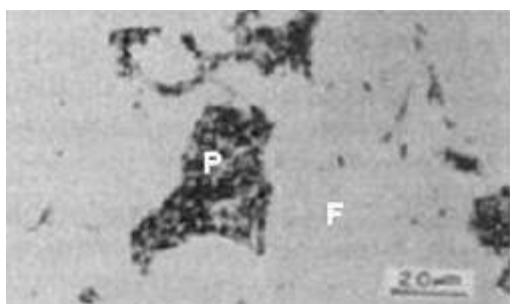
Estágio	Esferoidização	Precipitação
A	Estrutura típica, consistindo em ferrita e perlita fina.	Carboneto presente é o Fe_3C . Início da precipitação de Mo_2C nos grãos de ferrita.
B	Primeiro estágio de esferoidização de carbonetos, coincidindo com a aparição de partículas finas de carbonetos no contorno de grão.	Presença de pequenos precipitados de Mo_2C e Cr_7C_3 na ferrita.
C	O estágio intermediário apresenta mais sinais da esferoidização da perlita. Aumento de precipitação de carbonetos na ferrita e no contorno de grão.	Precipitados de tamanho médio (até $0,5\mu\text{m}$) de Mo_2C e Cr_7C_3 na ferrita.
D	Esferoidização completa, porém agrupada no padrão original da perlita.	Parte dos carbonetos de Fe_3C transforma-se em Cr_7C_3 e talvez Mo_2C . Partículas de Mo_2C e Cr_7C_3 continuam a crescer (até $1,0\mu\text{m}$).
E	Esferoidização completa e dispersão dos carbonetos das áreas perlíticas.	Solubilização de Fe_3C devido ao aparecimento de Mo_2C e Cr_7C_3 . Precipitados têm tamanhos grandes, até $1,5\mu\text{m}$.
F	Coalescimento dos precipitados.	A quantidade de Mo_2C diminuiu, pois houve evolução para M_6C , carboneto rico em Mo, mas também há presença de Fe e Cr.



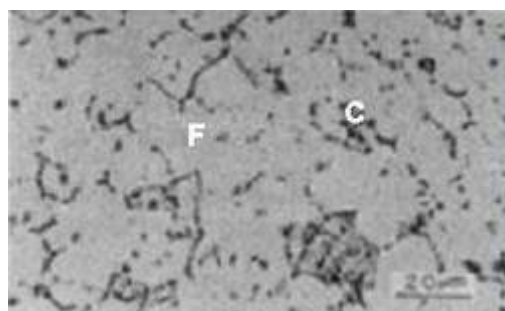
Estágio A



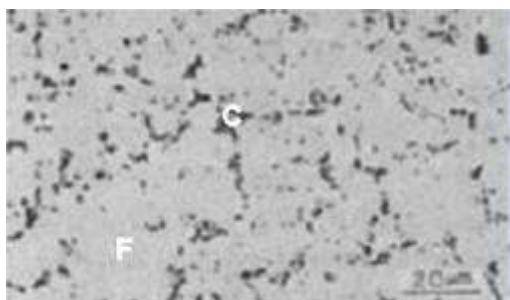
Estágio B



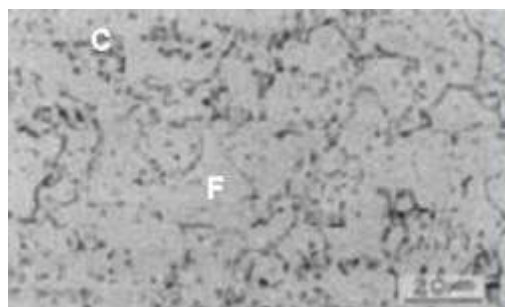
Estágio C



Estágio D



Estágio E



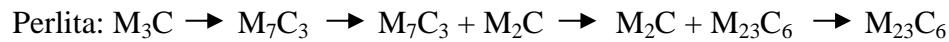
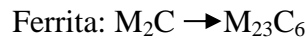
Estágio F

Figura 2.10 – Estágios de degradação dos aços de acordo com o critério de TOFT e MARSDEN [24]. Legenda: P = perlita; F = ferrita; C = cementita.

YANG *et al.* [26] estudaram as mudanças microestruturais do aço 2,25Cr-1Mo em três condições: tubo novo (sem o serviço) e em tubulações envelhecidas em serviço após exposição de 5 e 18 anos a temperatura de 542°C e pressão interna nominal de 17,4 MPa. Para analisar a estabilidade dos carbonetos em temperaturas elevadas o aço submetido a 18 anos de operação foi tratado termicamente a 700°C por 500 horas. O trabalho concluiu que o precipitado mais estável após longos tempos em serviço é o

$M_{23}C_6$. O material não apresentou o carboneto M_6C devido à ausência de Si na composição. Os resultados das observações microestruturais foram realizados nas regiões de ferrita e perlita.

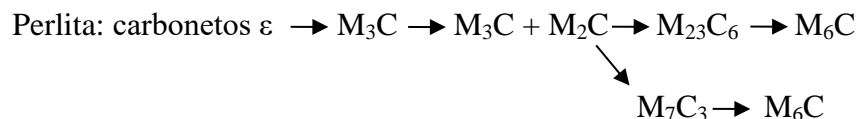
Com os resultados obtidos, os autores propuseram uma sequência de evolução dos precipitados para o aço 2,25Cr-1Mo estudado:



MITCHELL e BALL [27] realizaram estudos de microestrutura em coletores de saída de superaquecedores retirados de diversas estações de geração de energia elétrica, que foram envelhecidos em serviço por diferentes tempos. A escolha de não fazer ensaios acelerados baseou-se na desvantagem que a temperaturas mais altas, tanto a cinética como a termodinâmica da evolução do carboneto são diferentes. As microestruturas resultantes podem, portanto, não ser representativas das encontradas em material exposto à temperatura de serviço.

Assim, na conclusão do estudo, foi mostrado que o aço 2,25Cr-1Mo não possui estabilidade microestrutural para tempos de envelhecimento acima de 190.000 horas. Houve intensa precipitação de M_2C na região da ferrita; e na bainítica e nos contornos dos grãos ocorreram reações de transformações de carbonetos e alguma esferoidização. Anteriormente havia predomínio de carbonetos do tipo M_7C_3 e $M_{23}C_6$, cedendo lugar ao M_6C , mais termodinamicamente estável.

A Figura 2.11 ilustra o conceito de diagrama de tempo-temperatura-precipitação (TTP), desenvolvido por BAKER e NUTTING [28] em 1959, para um aço 2,25Cr-1Mo. A sequência de precipitação proposta pelos autores é:



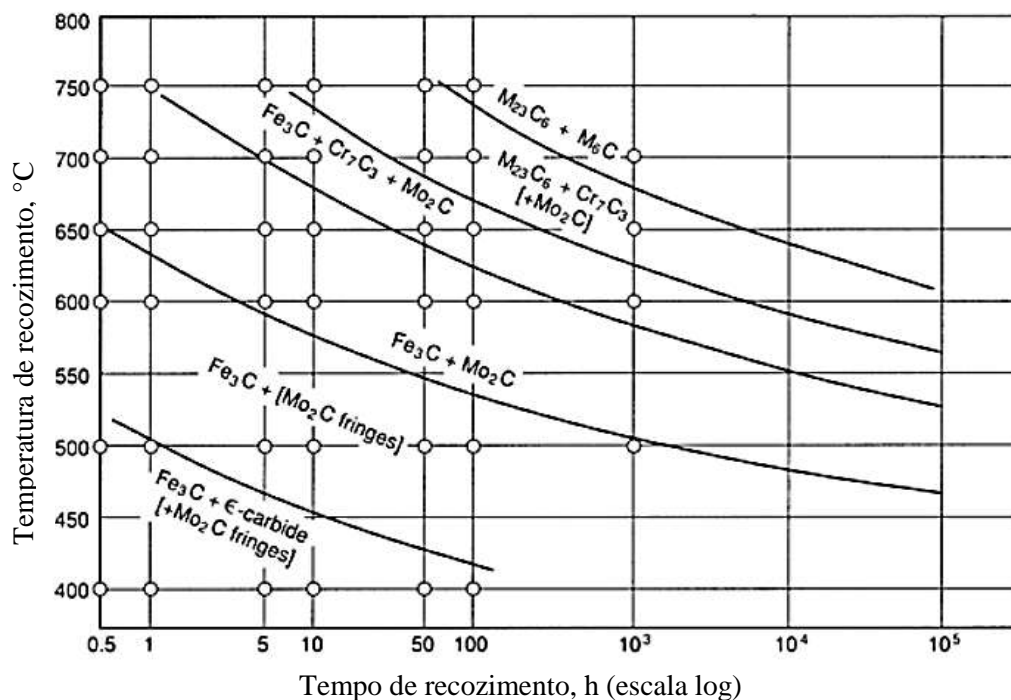


Figura 2.11 - Diagrama de TTP desenvolvido por Baker e Nutting, extraído e adaptado de [28].

Para entender a influência do envelhecimento em alta temperatura e da tensão durante a fluência sobre as variações microestruturais de um aço 2,25Cr-1Mo, GOPE *et al.* [29] submeteram amostras do material a testes de resistência à ruptura com temperaturas entre 540°C e 580°C. O aço normalizado e revenido exibiu uma estrutura de bainita revenida e os carbonetos presentes eram M_3C , M_2C e $M_{23}C_6$. O envelhecimento do aço por mais de 7000 horas resultou no coalescimento considerável de M_2C e causou a precipitação de carbonetos M_6C . A tensão imposta durante os ensaios de fluência reforçou a precipitação M_2C . O carboneto $M_{23}C_6$ permaneceu presente durante os ensaios, tanto a 540°C e 580°C e o carboneto de M_6C tornou-se mais predominante após longos ensaios a 580°C, mostrando sua estabilidade para altas temperaturas e longos tempos de exposição.

WADA [30] relatou que os únicos carbonetos observados num aço 2,25Cr-1Mo após exposição prolongada a 600°C a 650°C foram M_6C e $M_{23}C_6$. Também se constatou que a exposição em serviço durante 12 anos, na faixa de temperatura entre 500°C e 570°C, resultou em crescimento de carbonetos em forma de agulha.

ABDEL-LATIF *et al.* [31] realizaram ensaios de envelhecimento acelerado em aços 2,25Cr-1Mo a 630°C com diferentes períodos de duração com o objetivo de simular a exposição do material em serviço a temperatura de 540°C por 25.000 e 100.000 horas. Ficou relatado uma baixa fração de volume de carbonetos aciculares, em comparação com o material como recebido. Foi encontrada uma relação sobre o aumento do teor de Mo do carboneto e o aumento do tempo de serviço. A maioria dos carbonetos eram $M_{23}C_6$ ou M_6C . Eles relataram que os carbonetos aciculares não eram M_2C , mas de $M_{23}C_6$ ou M_6C .

DE LIMA *et al.* [32] examinaram amostras de tubos de aço 2,25Cr-1Mo em duas condições: novo e após o processo de envelhecimento em serviço em tempos que variaram entre 15.000 e 227.000 horas. Os resultados mostraram que a quantidade de M_7C_3 precipitado dentro dos grãos, bem como nos contornos de grão diminuiu enormemente com o tempo de serviço, enquanto a quantidade de M_6C aumentou em ambas as regiões.

RIGUEIRA *et al.* [33] realizaram um estudo comparativo da evolução microestrutural do aço 2,25Cr-1Mo com as duas microestruturas características, perlítica e bainítica, em temperaturas entre 550°C e 600°C até 2.000 h. Através desse estudo obtiveram-se duas sequências de precipitação, uma para o aço ferrítico-perlítico e outra para o aço ferrítico-bainítico, que estão expostas a seguir:

Aço ferrítico-perlítico:



Aço ferrítico-bainítico:



2.2 - Fluência

A fluência é uma deformação plástica lenta e contínua dos materiais submetidos a um carregamento ou tensionamento constante durante longos períodos. Embora a fluência possa ocorrer em todas as temperaturas acima do zero absoluto, somente se tornará significativa em componentes metálicos que estiverem operando a temperaturas elevadas, ou seja, que superem metade da temperatura homóloga do material, uma vez que a difusão é a força motriz desse fenômeno em altas temperaturas. Os ensaios de fluência podem ser conduzidos à carga ou tensão constante [11].

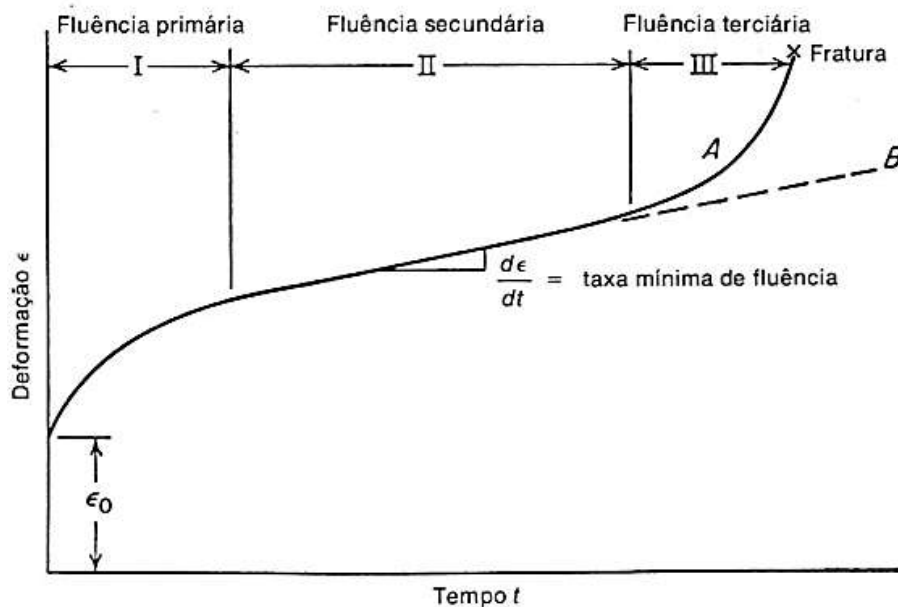
2.2.1 - Curva de fluência

Os resultados do teste de ruptura por fluência são representados através das curvas de fluência, que demonstram graficamente a dependência temporal da deformação medida ao longo de um comprimento de referência [11]. O perfil da curva de fluência é determinado por diversos mecanismos competitivos como o encruamento, processos de amolecimento (recuperação, recristalização, envelhecimento de precipitados, entre outros) e danos à microestrutura do material (formação de cavidades, trincas e empescoamento do corpo de prova) [9, 34]. Um modelo da curva de fluência está apresentado na Figura 2.12 (a), evidenciando os seguintes estágios:

- Deformação instantânea, ϵ_0 ;
- Estágio de fluência primária onde há desaceleração da taxa de deformação e a resistência à fluência aumenta por encruamento devido à deformação ocorrida nesse estágio;
- Estágio de fluência secundária onde a taxa de fluência é essencialmente constante, devido ao equilíbrio entre os mecanismos concorrentes de encruamento e recuperação. O valor médio dessa taxa é denominado taxa mínima de fluência ($\dot{\epsilon}$);
- Estágio de fluência terciária a recuperação do material é predominante e ele caminha para a ruptura. Os danos causados à microestrutura do corpo de prova

acumulam, tornando a taxa de fluência crescente. Etapa associada à instabilidade mecânica.

O comportamento da taxa de deformação ao longo de um ensaio que apresenta a curva típica de fluência com os três estágios está apresentada na Figura 2.12 (b).



(a)



(b)

Figura 2.12 – (a) Modelo de curva de fluência apresentando todos os estágios, extraído e adaptado de [35]; (b) Comportamento da taxa de deformação ao longo do ensaio [11].

Sob certas condições, o estágio de fluência secundário pode estar ausente, de modo que imediatamente após o estágio de fluência primária, o estágio de fluência terciária começa em t_m , como mostrado na Fig. 2.13 (a) e (b). Nesse caso, a taxa de

deformação por fluência no estado de equilíbrio, $\dot{\epsilon}_s$, pode ser definida como taxa mínima de fluência, $\dot{\epsilon}_{min}$. Semelhante à taxa de fluência em estágio de equilíbrio, $\dot{\epsilon}_s$, a taxa de fluência mínima, $\dot{\epsilon}_{min}$, pode ser explicada pelo processo em que o endurecimento no estágio primário é equilibrado pela recuperação no estágio terciário. Em muitos casos, não há substancialmente estágio de equilíbrio de aços e ligas resistentes à fluência de engenharia. Muitos pesquisadores demonstraram que existe uma microestrutura em constante evolução durante a vida em fluência destes materiais, sugerindo que não existe um estágio e sim um ponto de equilíbrio dinâmico microestrutural. Sendo assim o termo “taxa mínima de fluência” tem sido favorecido por engenheiros e pesquisadores que lidam com aços e ligas resistentes à fluência [11].

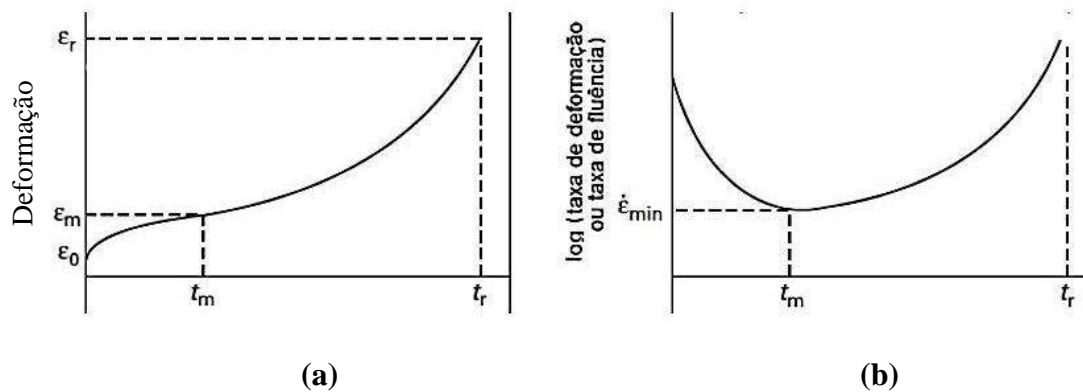


Figura 2.13 – (a) Curva de fluência com ausência do estágio de fluência secundária e **(b)** comportamento da taxa de fluência quando não há estágio de equilíbrio.

2.2.2 - Mecanismos de deformação em fluência

De todos os parâmetros que pertencem à curva de fluência, os mais importantes para as aplicações em engenharia são a taxa mínima de fluência ($\dot{\epsilon}_{min}$) e o tempo de ruptura (t_R), ambos dependentes da temperatura e da tensão/carga aplicadas. Tal dependência varia de acordo com o mecanismo de deformação predominante. Os mecanismos de deformação por fluência podem ser classificados em duas grandes categorias: fluência por difusão e fluência por discordâncias.

A partir disso, ASHBY [36] propôs o conceito de um mapa de mecanismos de deformação, com base na suposição de que todos os mecanismos de deformação em

questão são independentes entre si e funcionam de forma paralela. Os mecanismos incluem:

- Deformação livre de defeitos;
- Deformação por deslizamento de discordâncias;
- Fluência por discordâncias;
- Difusão de átomos no volume do grão;
- Difusão de átomos pelo contorno de grão e
- Maclagem.

A maclagem pode fornecer apenas uma quantidade limitada de deformação e geralmente não aparece no mapa do mecanismo de deformação.

Tal como ilustrado esquematicamente na Figura 2.14 (a), o mapa dos mecanismos de deformação é constituído dos eixos de tensão e temperatura normalizadas (σ/G , em que G é o módulo de cisalhamento e T/T_m sendo a temperatura homóloga) [11]. O mapa é dividido em campos. Dentro de um campo um mecanismo é dominante, fornecendo uma taxa de deformação maior do que quaisquer outros mecanismos. O limite superior da fronteira é definido por uma resistência teórica ou ideal de aproximadamente $G/20$ a $G/30$. Nas tensões mais baixas do que a resistência ideal, a deformação ocorre por deslizamento de discordâncias, assim como em testes de tração de curto tempo. Nas tensões inferiores à tensão de escoamento, a fluência por discordâncias começa a dominar com o auxílio da difusão: favorecendo a difusão através dos contornos de grão em temperaturas homólogas mais baixas e a difusão através do volume do grão em temperaturas homólogas mais altas.

Em alguns casos a região do mapa equivalente à fluência por discordâncias é dividida em dois campos: o de temperatura homóloga baixa e o de alta. Além disso, baixas tensões, fluência com difusão pelo volume do grão (fluência de Nabarro-Herring) e fluência com difusão pelos contornos de grão (fluência de Coble) dominam. As fronteiras entre campos adjacentes nessa região indicam as condições em que os dois mecanismos contribuem igualmente para a taxa total de fluência. Usando uma equação constitutiva apropriada da taxa de fluência em função da tensão e da temperatura, é possível calcular as taxas de fluência e desenhar os limites. Isto também permite demarcar linhas correspondentes à taxa de deformação constante para o mapa, como se

mostra esquematicamente na Figura 2.14 (a); e na Figura 2.14 (b) para o aço 1,23Cr-1,2Mo-0,26V.

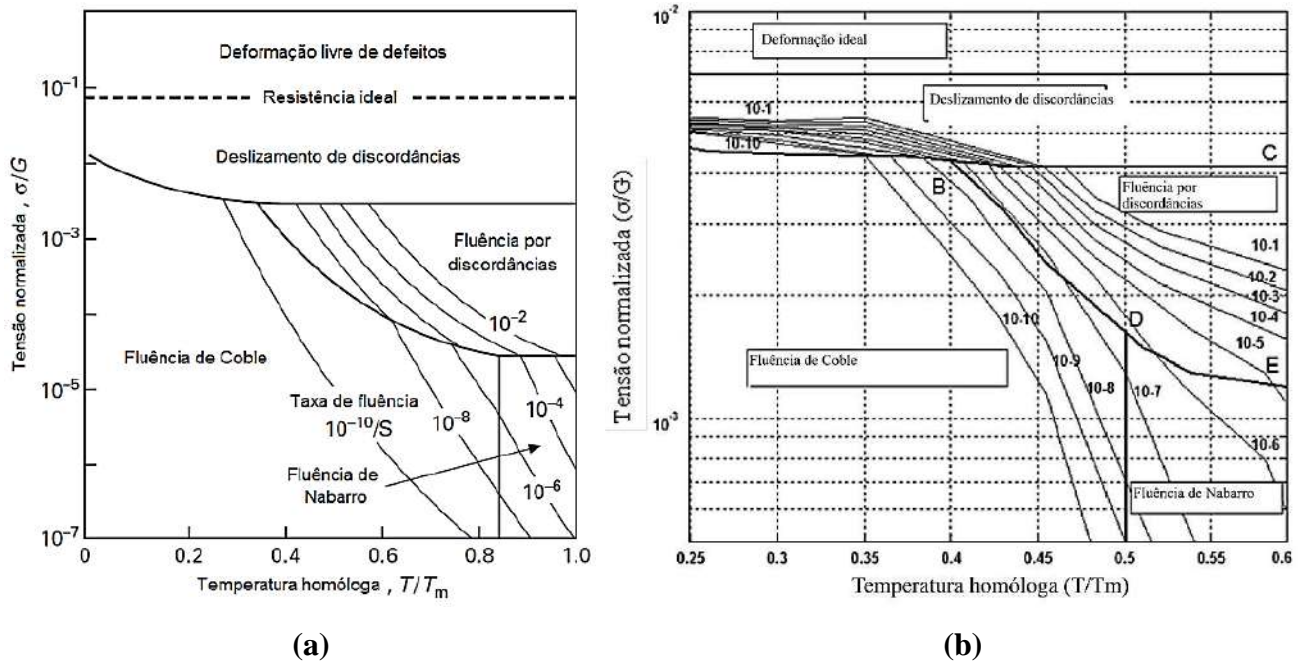


Figura 2.14 - Mapa dos mecanismos de deformação com demarcação das linhas das taxas de deformação constantes, (a) mapa esquemático, extraído e adaptado de [11]; e (b) mapa do aço 1,23Cr-1,2Mo-0,26V, extraído e adaptado de [37].

2.2.3 - Técnicas paramétricas de extrapolação

Os componentes de usinas e indústrias são projetados para permanecer em operação por cem mil horas ou mais sem haver danos à estrutura. Isto torna a extrapolação de dados de fluência e de ruptura em laboratório, utilizando as condições de serviço reais, inevitável. Existe grande dificuldade em estimar a vida remanescente de um componente em serviço sob condições de fluência, uma vez que as decisões devem ser baseadas em testes de laboratório de curta duração, geralmente menores que mil horas.

A necessidade de utilizar técnicas de extrapolação que permitem obter uma estimativa da resistência à fluência em longo prazo e o tempo de ruptura desses

materiais com base em testes de curta duração é uma realidade importante para o projeto, controle de qualidade e avaliação da usina.

Basicamente, as técnicas paramétricas incorporam os dados de tempo, tensão e temperatura do ensaio em uma única expressão. Quando os dados do teste são gravados durante tempos adequados e em temperaturas próximas a de serviço e são incorporados em uma única curva principal chamada de “Curva Mestra”, a tensão para a temperatura de serviço pode ser obtida diretamente a partir desta.

Dentro de uma gama de técnicas paramétricas que já foram desenvolvidas e revisadas por alguns autores, existem aquelas que são mais amplamente aceitas, como a de Larson-Miller [1], Manson-Haferd [2], Orr-Sherby-Dorn [3], Manson-Brown [4] e *Minimum-Commitment Method* [5], e aquelas que são mais recentes e estão sendo aperfeiçoadas, como a do Penny [6, 38, 39]. Estas serão descritas com detalhes neste trabalho.

2.2.3.1 - Parâmetro de Larson-Miller

A partir de investigações previamente realizadas por estudiosos sobre a avaliação da relação dos efeitos do tempo e da temperatura sobre o revenimento dos aços, LARSON e MILLER [1] adaptaram esta correlação para o comportamento em fluência e ruptura e aplicaram a dados existentes de diferentes ligas. Os métodos foram descritos a partir de ensaios de curta duração com o objetivo de utilizá-los para determinar as propriedades para tempos muito superiores aos de ensaio.

HOLLOMON e JAFFE [40] demonstraram que a relação entre o tempo de revenimento e temperatura para uma determinada dureza é expressa pela equação (2.1):

$$T[C + \log(t)] = \text{constante} \quad (2.1)$$

Larson e Miller introduziram o conceito da associação do tempo de ruptura (t_R) com a temperatura (T) utilizando como base a expressão desenvolvida previamente por

Hollomon-Jaffee para o revenimento do aço. O valor de $C = 20$ foi inicialmente proposto, mas valores entre 10 e 40 mostraram ser adequados para alguns materiais.

É possível mostrar que o parâmetro proposto por Larson e Miller pode ser facilmente encontrado através da dependência da tensão (σ) e de T com a taxa de fluência ($\dot{\epsilon}$) ou de t_R , pois foi verificado que fenômenos como difusão, revenimento e fluência obedecem à teoria da taxa de processos termicamente ativados. As equações de taxa geralmente podem ser escritas como:

$$\dot{\epsilon} = A_1 \exp\left(\frac{-B_1}{T}\right) \quad (2.2)$$

Ou,

$$t_R = A_2 \exp\left(\frac{B_2}{T}\right) \quad (2.3)$$

Quando se aplica logaritmo na equação (2.3), esta é transformada em:

$$\log(t_R) = \log(A_2) + \frac{B_2}{2,3T} \quad (2.4)$$

Assumindo que $\log(A_2)$ é uma constante e que somente B_2 varia com a tensão, a equação (2.4) pode ser rearranjada chegando a:

$$\frac{B_2}{2,3} = T[\log(t_R) - \log(A_2)] \quad (2.5)$$

Sendo reescrita como:

$$P_{LM} = f(\sigma) = T[\log(t_R) + C] \quad (2.6)$$

Onde P_{LM} é o parâmetro de Larson-Miller e C a constante de Larson-Miller, dado que na equação (2.5), o $\log(A_2)$ foi assumido como constante. Esta pode ser calculada para cada material através da construção de um gráfico de t_R versus $1/T$, utilizando dados de ensaios de ruptura por fluência para diversos níveis de tensões. Existe a necessidade da convergência das retas de isotensão resultantes para um determinado valor, $-C$, para que a metodologia possa ser aplicada. A Figura 2.15 apresenta o gráfico t_R versus $1/T$ para a determinação de C .

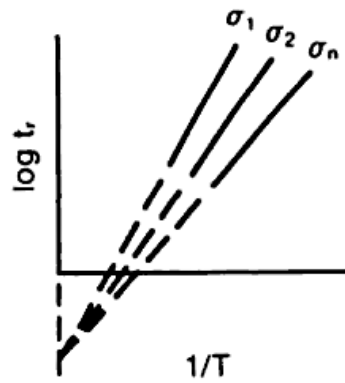


Figura 2.15 – Gráfico ilustrativo de determinação da constante C do método de Larson-Miller. Extraído e adaptado de [34].

Para um dado material, é possível construir um gráfico de tensão *versus* o parâmetro de Larson-Miller e obter como resposta uma única curva, chamada curva mestre. A partir desta, torna-se possível extrapolar o tempo no qual o material será levado à ruptura em condições de operação, ou seja, tensões mais baixas do que as possíveis de serem ensaiadas em laboratório para uma determinada temperatura. A Figura 2.16 mostra as curvas mestres para o aço 2,25Cr-1Mo submetido a diferentes tratamentos térmicos.

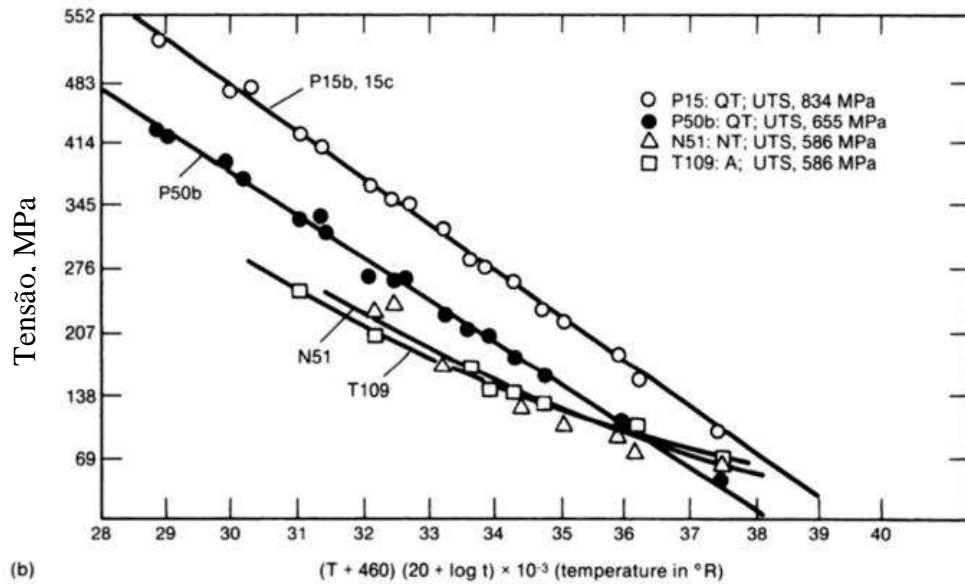


Figura 2.16 – Curvas mestres para o aço 2,25Cr-1Mo térmicos indicando a variação da resistência à fluência devido aos diferentes tratamentos térmicos. Legenda: QT = temperado e revenido; NT = normalizado e revenido; A = recozido; UTS = tensão de resistência máxima. Extraído e adaptado de [34].

Os estudos de Hollomon e Jaffe [40] mostraram, também, que mudanças na dureza dos aços temperados estavam relacionadas com os parâmetros de tempo e temperatura. Isto ocorre devido à dependência similar que há entre a dureza pós-ruptura e o tempo de ruptura em função do tempo e da temperatura, sendo possível correlacionar a dureza com a resistência a fluência ou o parâmetro de Larson-Miller para qualquer aço.

Um estudo realizado em 2009 por FURTADO [41] tinha como objetivo mostrar a relação entre as variáveis tempo e temperatura e as mudanças na dureza do aço 2,25Cr-1Mo após ensaios acelerados de ruptura por fluência. Foi verificado que a dureza reduzia ao passo que o P_{LM} aumentava (Figura 2.17), este comportamento era esperado uma vez que a sensibilidade da medida de dureza era suficiente para ser associada com a coalescimento dos carbonetos e com a redução da contribuição do endurecimento promovido por solução sólida no material. Assim, se o parâmetro Larson-Miller apropriado para um aço Cr-Mo específico e a temperatura de operação são conhecidos, pode ser possível calcular a extensão do dano e vida remanescente com base em medições de dureza.

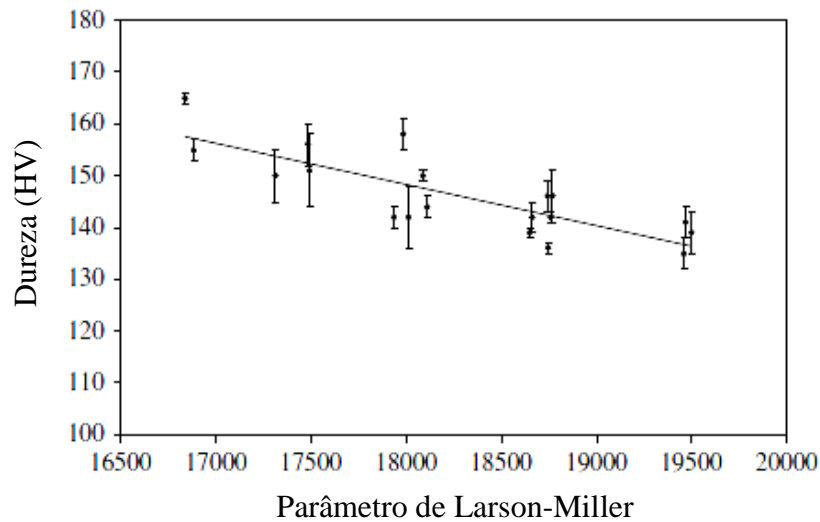


Figura 2.17 – Gráfico de dureza pós-ruptura *versus* parâmetro de Larson-Miller para um aço 2,25Cr-1Mo testado a diferentes tensões e temperaturas, extraído e adaptado de [41].

2.2.3.2 - Parâmetro de Manson-Haferd

O objetivo de MANSON e HAFERD [2] foi apresentar resultados críticos para determinar as fontes de discrepância decorrentes da utilização do parâmetro P_{LM} . Foi proposto um parâmetro de tempo-temperatura, diferente do anteriormente descrito, envolvendo duas constantes derivadas do material, consequência da análise desenvolvida para produzir maior precisão quanto ao método de extrapolação para longos tempos em fluência.

Para os dados obtidos pelos autores, ao aplicar o parâmetro de Larson-Miller nos resultados não foram obtidas linhas completamente retas e ao linearizar, para obtenção de um melhor ajuste, estas não convergiram para um ponto em comum no eixo $\log(t_R)$.

Portanto, o novo parâmetro de tempo-temperatura é baseado na suposição que todas as linhas de isotensão convergirão para um ponto comum. Foi assim, determinado que o melhor ajuste dos dados experimentais fosse obtido a partir das curvas de isotensão linearizadas em um gráfico de $\log(t_R)$ *versus* T e as coordenadas do ponto de convergência seriam $(T_a, \log(t_a))$, na qual T_a e $\log(t_a)$ são constantes do material, Figura

2.18. O parâmetro de Manson-Haferd, obtido experimentalmente, pôde então ser escrito como:

$$P_{MH} = f(\sigma) = \frac{\log(t_R) - \log(t_a)}{T - T_a} \quad (2.7)$$

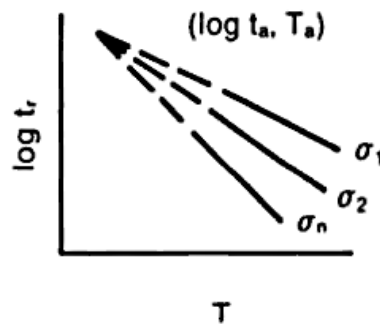


Figura 2.18 – Gráfico ilustrativo de determinação das constantes T_a e $\log(t_a)$ do método de Manson-Haferd. Extraído e adaptado de [34].

A partir dos resultados de ruptura por fluência e a aplicação do parâmetro de Manson-Haferd é possível construir curvas mestres para o material em estudo. Esta curva poderá conter dados de σ versus t_R ou σ versus P_{MH} , tornando-se possível a extrapolação dos dados de tempo de ruptura para tensões menores que as de ensaio. Na Figura 2.19 está apresentada a curva mestre do aço 2,25Cr-1Mo construída com dados de ensaios de fluência realizados a 600°C, na qual n é o numero de dados experimentais.

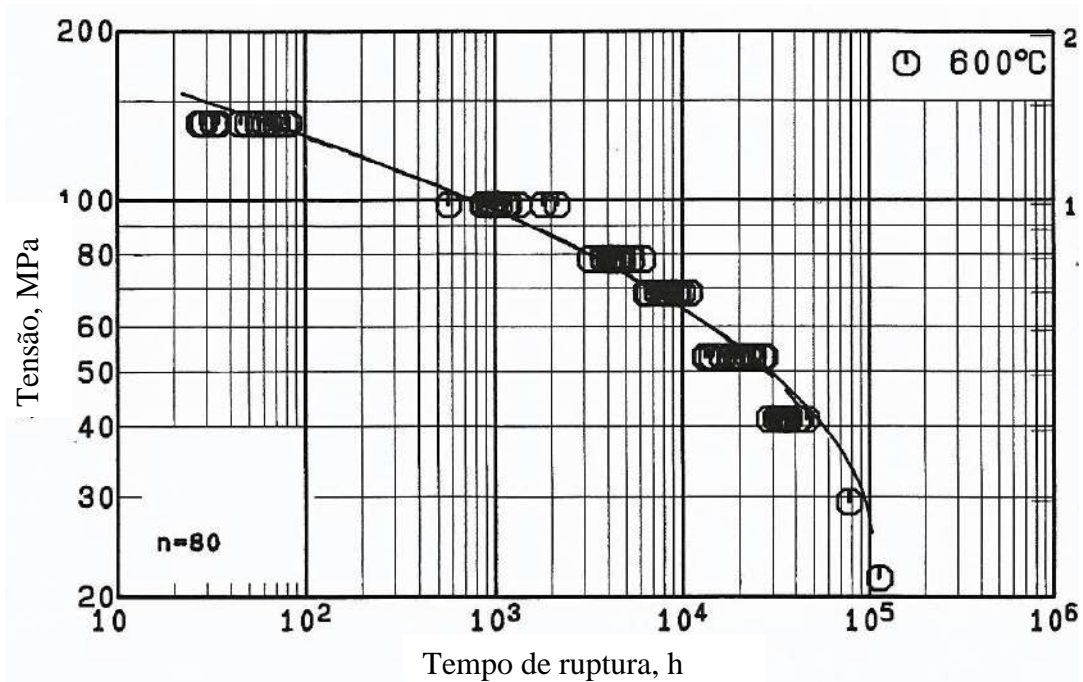


Figura 2.19 - Curva mestre do aço 2,25Cr-1Mo para a temperatura de 600°C. Extraído e adaptado de [7].

2.2.3.3 - Parâmetro de Orr-Sherby-Dorn

Partindo da premissa de que o fenômeno de fluência depende da difusão e que esta obedece à equação da taxa de processos termicamente ativados, como mostrado por Hollomon-Jaffee e Larson-Miller, ORR, SHERBY e DORN [3] estudaram a fluência em metais puros. Foi sugerido que a deformação (ϵ) depende da σ aplicada e de $\dot{\epsilon}$, e a deformação na ruptura (ϵ_r) depende somente da σ aplicada em altas temperaturas. Sendo assim, foram consideradas duas relações:

$$\epsilon_r = \phi(\sigma) \quad (2.8)$$

$$\theta_r = f(\sigma) \quad (2.9)$$

Onde o r subscrito refere-se às condições na ruptura e $\theta_r = t_R e^{(-\Delta H_R/RT)}$.

Na qual, t_R é o tempo de ruptura, T é a temperatura absoluta, R é a constante dos gases e H_R é a energia de ativação obtida experimentalmente para a ruptura em calorías por mole.

A equação (2.9) pode ser reescrita em termos logarítmicos:

$$\theta_r = f(\sigma) = \log(t_R) - \frac{H_R}{2,3RT} \quad (2.10)$$

Sendo θ_r referenciado como parâmetro de Orr-Sherby-Dorn. Neste caso, para encontrar o valor da energia de ativação na ruptura, torna-se necessária construção de um gráfico de $f(\sigma)$ *versus* σ , que tem como resultado uma linha reta. O gráfico de t_R *versus* $1/T$ possuirá linhas paralelas obtidas a partir dos dados de t_R para diferentes tensões, e a inclinação é o valor constante $H_R/2,3RT$, como apresentado na Figura 2.20. O valor de H_R para muitos aços ferríticos tem sido relatado como sendo cerca de 380kJ/mol.

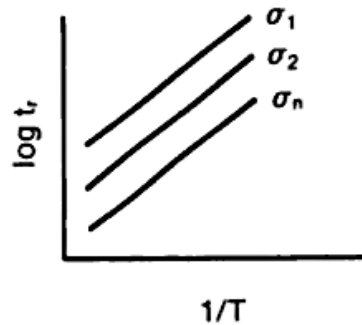


Figura 2.20 – Gráfico ilustrativo de determinação de H_R através do método de Orr-Sherby-Dorn. Extraído e adaptado de [34].

2.2.3.4 - Parâmetro de Manson-Brown

MANSON e BROWN [4] propuseram um parâmetro generalizado da seguinte forma:

$$\phi = f(\sigma) = \frac{\log(t_R) - \log(t_a)}{(T - T_a)^q} \quad (2.11)$$

Vários parâmetros são casos especiais deste. Para $q = 1$, a sua forma é equivalente ao do parâmetro Manson-Haferd. Se $q = -1$ e $T_a = 0$ isto será equivalente ao parâmetro de Larson-Miller. O mesmo ocorre com o parâmetro Orr-Sherby-Dorn que pode ser demonstrado como um caso especial quando o $\log(t_a)$ e $1/T$ são ambos tomados como grandes números de registro, com a condição de $T_a \log(t_a) = H_R$. Após a introdução do parâmetro Manson-Brown, persistiram os esforços para desenvolver uma técnica de parâmetro ainda mais generalizada em que os dados iriam ditar a forma específica da equação a ser utilizada, em vez de tentar forçar uma equação o ajuste dos dados. Estes esforços conduziram ao desenvolvimento do *Minimum-Commitment Method* (MCM).

2.2.3.5 - *Minimum-Commitment Method*

O conceito básico do *Minimum-Commitment Method* (MCM) [5] é começar com uma relação tempo-temperatura-tensão suficientemente geral para satisfazer todos os parâmetros comumente usados. Então, a relação funcional específica para um material é numericamente estabelecido com base em dados experimentais. Não são apenas os parâmetros habitualmente utilizados, mas modelos adicionais de comportamento que não são compatíveis com os parâmetros comuns também podem ser acomodados pelo uso da MCM. O programa de computador MEGA (Manson-Ensign Generalized Analysis) foi desenvolvido para a execução do MCM.

O parâmetro escolhido tem a forma:

$$f(\sigma) = M \log(t) + M' X \log(t) + X \quad (2.12)$$

Onde M e M' são constantes independentes da temperatura e X é uma função da temperatura. Isto pode ser mostrado quando $M = 0$ e $M' = 0,05$ reduz a expressão a:

$$f(\sigma) = 0,05 \times [20 + \log(t)] \quad (2.13)$$

Esta forma é compatível com o Parâmetro Larson-Miller. Da mesma forma, se estabelecermos $M' = 0$ e $X = -H_r/RT$, a expressão se reduz a:

$$f(\sigma) = \left[M \log(t) - \frac{H_r}{RT} \right] \quad (2.14)$$

Uma forma compatível com o parâmetro Orr-Sherby-Dorn.

O valor de M' é geralmente estabelecido como zero, assim a equação (2.12) é reduzida a:

$$f(\sigma) = M \log(t) + X \quad (2.15)$$

X foi definido como:

$$X = R_1[T - T_{mid}] + R_2 \left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_{mid}} \right] \quad (2.16)$$

Onde T_{mid} é o valor médio da faixa de temperatura para cada dado a ser analisado e R_1 e R_2 são constantes. Em um gráfico de MCM tem-se $[\log(t) + X]$ *versus* $\log(\sigma)$.

Aperfeiçoamentos consideráveis destinados às variações temperatura foram incorporados mais recentemente no MCM. O parâmetro $f(\sigma)$ na equação (2.15) foi essencialmente modificado pela adição de dois "termos funções do calor", como em:

$$f(\sigma) = M \log(t) + X - R_3 \log(\sigma) - R_4 \quad (2.17)$$

Onde R_3 e R_4 são termos específicos do calor que são determinados a partir de testes de caracterização. A adição destes termos reduz consideravelmente a dispersão em previsões com base em conjuntos de dados de variadas temperaturas.

Considerável atenção tem sido dedicada a uma tentativa de definir um valor apropriado para o M' constante na equação (2.12). Acredita-se que M' é uma medida da estabilidade metalúrgica da liga. MANSON e ENSING [5] sugeriram valores de $M' = 0$ para metais puros e ligas de alumínio, $M' = -0,05$ para aços e superligas que deverão ser

estáveis em termos metalúrgicos, $M' = -0,10$ se houver suspeita de instabilidade moderada, e $M' = -0,15$ para casos conhecidos de grave instabilidade.

Devido à quantidade de taxas de processos que afetam a resistência à fluência de ligas complexas, é impossível um único parâmetro para descrever com sucesso seu comportamento ao longo da ampla gama de tensões e temperaturas. Na melhor das hipóteses, as várias técnicas oferecem uma aproximação empírica (ou semiempírica) com uma tendência dos dados. Entre os vários parâmetros, o Parâmetro Larson-Miller possui o uso mais extenso dentre especialistas por ser utilizado há algumas décadas, é de fácil compreensão e utilização, e provou ser tão preciso ou mais que os outros parâmetros.

2.2.3.6 - Mecânica do Dano Contínuo

Na avaliação de componentes de caldeiras que operam em altas temperaturas, é de grande relevância estimar a quantidade de dano acumulado.

O conceito de dano pode ser aplicado a diversos materiais, diferenciando a condição de serviço e as condições ambientais na qual foi exposto. Consequentemente, o dano pode ocorrer devido à corrosão, erosão, mudança microestrutural (envelhecimento, fadiga ou deformação causada pela fluência, por exemplo) e fragilização (pela presença de hidrogênio, por exemplo).

KACHANOV [42] introduziu os conceitos da Mecânica do Dano Contínuo (MDC), e desde então, inúmeros desenvolvimentos da mecânica aplicada foram feitos, no sentido de formular novos modelos constitutivos que sejam capazes de descrever a degradação dos materiais. PENNY [6, 39] utilizou a MCD como base para a extrapolação de dados de fluência.

Segundo Kachanov, no caso da fluência, mais de uma forma de dano ocorrerá simultaneamente, de modo que a escolha de um parâmetro de dano só pode ser feita por observação de propriedades mensuráveis do material. Sendo assim, o autor representou o dano como uma perda efetiva da seção transversal produzido pela formação de vazios e fissuras internas. Essa perda efetiva de seção transversal pode ser considerada como

uma perda na capacidade de carga ou resistência, ou seja, a degradação do material. Sendo assim, a tensão interna aumentará à medida que o dano aumenta, processo na qual é acompanhado da medida da deformação antes que a ruptura ocorra.

Isto posto, a variável dano $\omega(t)$ (escalar) foi definida da seguinte forma:

$$\omega(t) = \frac{A_D(t)}{A_o} \quad (2.18)$$

Onde A_o é a área inicial nominal da seção transversal e $A_D(t)$ é a área ocupada pelos vazios e fissuras internas no material, sendo descrita como:

$$A_D(t) = A_o - A(t) \quad (2.19)$$

Sendo $A(t)$ a área efetiva que resistirá ao carregamento mecânico externo no instante de tempo t . Logo, o dano $\omega(t)$ pôde ser reescrito como:

$$\omega(t) = 1 - \frac{A(t)}{A_o} \quad (2.20)$$

Ao considerar a presença dos vazios e trincas formados durante a fluência, Kachanov introduziu o conceito de tensão instantânea, $\sigma(t)$.

$$\sigma(t) = \sigma_o \frac{A_o}{A(t)} \quad (2.21)$$

Na qual, σ_o é a tensão inicial nominal aplicada. Aplicando a definição do dano equação (2.20) na equação (2.21) obtém-se:

$$\sigma(t) = \frac{\sigma_o}{[1 - \omega(t)]} \quad (2.22)$$

Na qual, $\sigma(t)$, pode ser considerada como a tensão atuante na seção transversal do material, que efetivamente resiste ao carregamento mecânico externo no instante de tempo t .

Para um material novo, supõe-se que o dano $\omega(t)$ no instante inicial $t = 0$ é igual a zero, e no momento da ruptura é presumido $\omega(t_R) = 1$. Assim, para um material novo, sem vazios causados pelo fenômeno de fluência, $\sigma(t)$ é igual a σ_0 . Na ruptura, nenhuma área permanece para suportar a carga, e a tensão tende ao infinito quando $\omega \rightarrow 1$. Com base nessas premissas, Kachanov propôs uma equação para descrever a evolução do dano por fluência, podendo ser reescrita em termos do tempo de ruptura na seguinte equação:

$$\omega(t) = 1 - \left(1 - \frac{t}{t_R}\right)^{\frac{1}{1+k}} \quad (2.23)$$

Em que t_R foi definido como:

$$t_R = \frac{1}{A(1+k)\sigma_0^k} \quad (2.24)$$

Onde, A e k são constantes do material dependentes da temperatura.

Foi então constatado por Kachanov que as taxas de dano tornam-se excessivamente elevadas em cerca de 90% do tempo de vida. Esse fato foi relatado há várias décadas, e apesar disso os desenvolvedores de sua obra parecem o ter negligenciado. Isto sucede de $\omega(t_R) < 1$.

A Figura 2.21 apresenta um diagrama esquemático das variações de σ *versus* ε *versus* t . No plano σ - ε está presente uma curva típica de tensão-deformação obtida durante ensaio de tração com carregamento estático. No plano ε - t é exibida uma curva típica de evolução da deformação ao longo do tempo medida durante ensaios de fluência. No plano σ - t apresenta-se uma curva típica de evolução da tensão mecânica instantânea ao longo do tempo para o modelo de dano proposto por Kachanov.

A partir da noção de tensão de referência [38], Penny definiu que o colapso da estrutura sob carga constante ocorrerá quando um nível crítico de tensão, σ_f , é alcançado em um determinado tempo, t_f . Este instante pode ser considerado como o ponto crítico para a falha, devido à ocorrência de elevadas taxas de deformação.

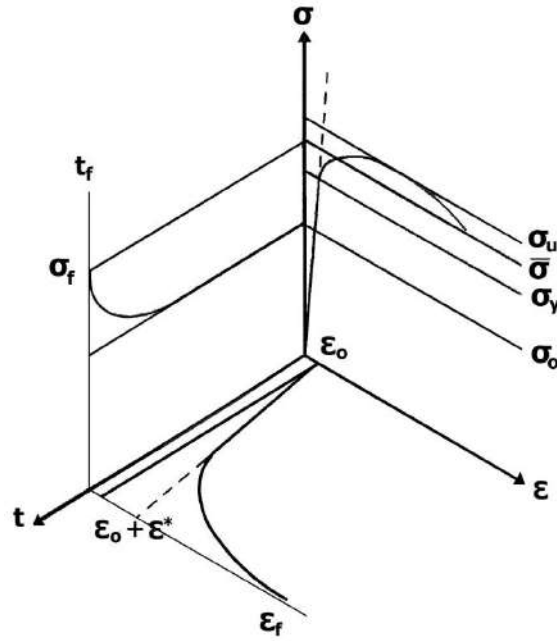


Figura 2.21 - Esquema das relações tensão-deformação-tempo. O termo ε^* é a deformação por fluência no instante $t = t_f$, considerando apenas o regime secundário ou estado de equilíbrio da fluência. Adaptado de [6].

Partindo dos conceitos introduzidos por Kachanov, Penny [6] definiu que a falha ocorrerá quando $\omega = \omega_f$, mostrando que a perda de área dá origem a alterações inaceitavelmente elevadas na deformação da amostra. Para determinar ω_f , definiu-se σ_f a partir da equação $\sigma(t) = \frac{\sigma_o}{[1-\omega(t)]}$. Penny propôs também que a tensão de falha do material encontra-se no intervalo entre o limite de escoamento, σ_y , e a tensão limite de resistência à tração, σ_u , em um material que sofre deformação plástica (Figura 2.21), chegando à equação (2.25).

$$\sigma_f = \delta \sigma_y = \left[1 + \alpha \left(\frac{\sigma_u}{\sigma_y} - 1 \right) \right] \sigma_y \quad (2.25)$$

De acordo com o autor, a escolha do parâmetro δ deve adequar-se a diferentes situações. Por exemplo, $\delta = 1$, para materiais não endurecíveis por deformação ($\sigma_y = \sigma_u$ ou $\alpha = 1$), é um caso extremo. O valor $\delta = m/(m + 1)$, onde m é o expoente da tensão na relação empírica de Norton-Bailey para a fluência, é um possível limite sugerido na literatura [41]. Assim, $m/(m + 1) \leq \delta \leq \sigma_u/\sigma_y$ representa uma família de possibilidades

para a definição de σ_f em termos práticos. Em todos os casos, vale a pena notar que $\omega_f < 1$ e que $\omega_f \rightarrow 1$ quando $\sigma_o \ll \sigma_f$.

A abordagem de Kachanov foi posteriormente modificada por RABOTNOV [43], que definiu que a taxa de dano deveria ser expressa como:

$$\frac{d\omega}{dt} = \frac{\dot{\omega}_o}{(1 - \omega)^r} \quad 0 \leq \omega \leq \omega_f \quad (2.26)$$

Na qual, $\dot{\omega}_o = A\sigma_o^k$ é a taxa de dano inicial e A , k e r são constantes do material dependentes da temperatura. Além disso, A também pode depender do envelhecimento do material.

A relação entre o tempo e o dano pode ser escrito a partir da integração da equação (2.26):

$$(1 - \omega)^{1+r} = 1 - A(1 + r) \sigma_o^k t \quad (2.27)$$

A procedência da equação (2.26) vem de que no instante inicial ($t = 0$), o dano no material é nulo ($\omega(0) = 0$). Substituindo $\omega(t_f) = \omega_f$ na equação (2.27) obtém-se a seguinte expressão para t_f :

$$t_f(\sigma_o) = \beta(\sigma_o) \cdot t_R(\sigma_o) \quad (2.28)$$

Onde

$$t_R(\sigma_o) = \frac{1}{A(1 + r) \sigma_o^k} \quad (2.29)$$

E

$$\beta(\sigma_o) = 1 - (1 - \omega_f)^{1+r} = 1 - \left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f}\right)^{1+r} \quad (2.30)$$

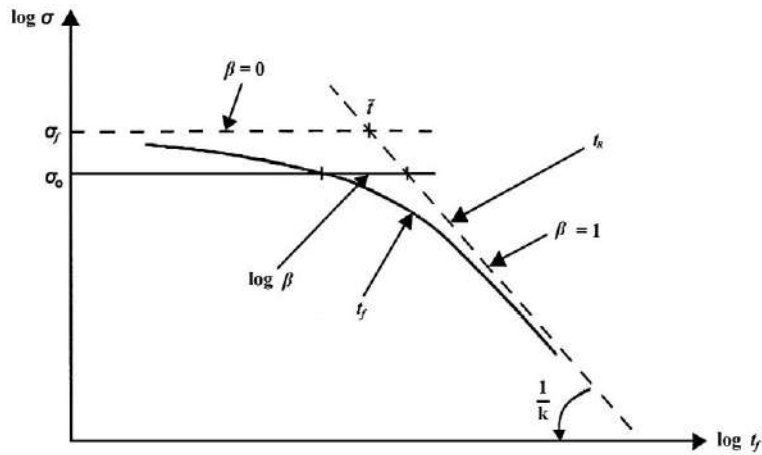
Nos modelos de dano de Kachanov e de Rabotnov, $\beta = 1$ de maneira que $t_f = t_R = \frac{1}{A(1+r)\sigma_o^k}$. Este resultado só pode ser aplicado para materiais frágeis.

A aplicação do método para materiais com ductilidade surgiu das alterações feitas por Penny, com a inclusão do termo β . Entretanto, para tensões muito baixas e/ou tempos muito longos, as curvas de Kachanov/Rabotnov e Penny se confundem e ambas as metodologias tornam-se equivalentes, pois para $\sigma_o \ll \sigma_f$, $\omega_f \rightarrow 1$.

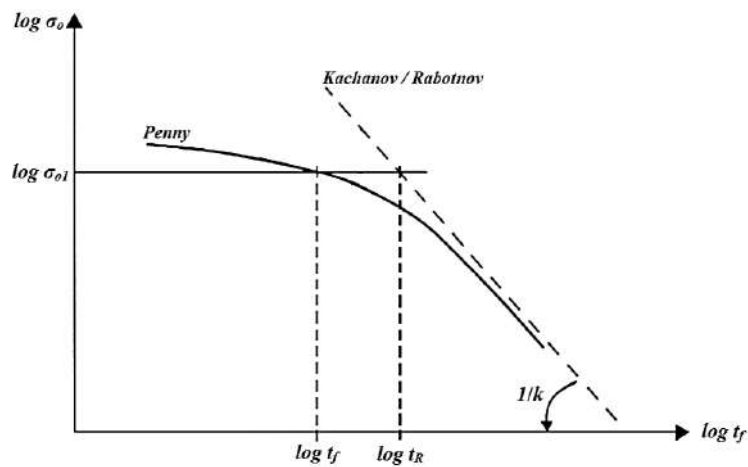
O β é um fator de correção que depende da razão entre a tensão mecânica inicial e a tensão de falha do material. O esquema da curva σ *versus* t_f (em eixos logarítmicos) é mostrada na Figura 2.22 (a). Nesta, o termo $\log \beta$ é uma medida do afastamento da "curva frágil" de Kachanov (curva tracejada); quanto maior for a tensão inicial, maior será o afastamento da curva frágil, assim como é observado na prática. Também é significativo notar que a falha frágil é delimitada pelas linhas tracejadas definidas por $\beta = 0$ e $\beta = 1$. A interseção desses limites é de especial interesse porque ocorre no tempo \bar{t} que é dado por:

$$\bar{t} = \frac{1}{A(1+r)\sigma_f^k} \quad (2.31)$$

Este que deve ser uma propriedade característica do material, pois depende apenas dos coeficientes A , r , k e σ_f . Com base nos ensaios de fluência de curta duração, σ_f , k e \bar{t} podem ser determinados pelo ajuste da curva. A Figura 2.22 (b) representa a equação 2.29 linearizada de $\log(\sigma_o)$ *versus* $\log(t_f)$, indicando que o tempo para ocorrer a falha é menor que o tempo para levar o material à ruptura.



(a)



(b)

Figura 2.22 – (a) Curva de Kachanov modificada. Adaptado de [6]; (b) Relação entre σ_0 e t_f segundo Kachanov/Rabotnov e Penny.

O uso das relações desenvolvidas a partir da teoria da MDC para extrapolar dados de ruptura por fluência de ensaios acelerados para condições de baixas tensões e tempos mais longos foi proposto por Penny [6, 39].

ROZA [44] estudou o método desenvolvido por Kachanov/Rabotnov e, posteriormente adaptado por Penny. A autora propôs a aplicação da metodologia de avaliação de vida remanescente para um material envelhecido, considerando que o dano inicial é diferente de zero. A abordagem foi semelhante à apresentada para o material novo, diferenciando que no instante inicial da análise ($t = 0$), o dano no material é diferente de zero ($\omega(0) \neq 0$). A lei da evolução do dano, modificada por Rabotnov, é dada por:

$$\frac{d\omega^*}{dt} = \frac{A^* \sigma_o^{k^*}}{(1 - \omega^*)^{r^*}} \quad (2.34)$$

Para o material envelhecido a condição inicial foi modificada para $\omega^*(0) = \omega_o$. Neste ponto, o valor do dano no instante inicial ω_o não é conhecido. Posteriormente, foi proposto, pela autora, duas alternativas para estimativa de ω_o . O uso do caractere (*) sobre as grandezas correspondentes ao material envelhecido serviu para diferenciá-las das grandezas associadas ao material novo.

Assim, t_r^* , β^* e t_f^* puderam ser escritos como:

$$t_R^* = \frac{(1 - \omega_o)^{1+r^*}}{A^*(1 + r^*)\sigma_o^{k^*}} \quad (2.35)$$

$$\beta^* = 1 - \frac{\left(\frac{\sigma_o}{\sigma_f^*}\right)^{1+r^*}}{(1 - \omega_o)^{1+r^*}} \quad (2.36)$$

$$\log t_f^* = \log \left[\frac{(1 - \omega_o)^{1+r^*}}{A^*(1 + r^*)} \right] - k^* \log \sigma_o + \log \left\{ 1 - \left[\frac{\sigma_o}{\sigma_f^*(1 - \omega_o)} \right]^{1+r^*} \right\} \quad (2.37)$$

Os parâmetros A^* , k^* , r^* e σ_f^* podem ser determinados através do ajuste dos dados experimentais de tempo de falha e tensão mecânica obtidos nos ensaios de fluência. Foi observado que σ_f^* diminui com o envelhecimento, assim, mesmo que $\sigma_o \ll \sigma_f^*$, o que ocorre em situações reais de serviço, se ω_o se aproxima de 1, não seria possível afirmar que β^* é aproximadamente 1. Nesse caso, t_f^* seria significativamente menor que t_r^* .

O valor de dano acumulado (ω_o) pode ser obtido de duas maneiras, uma pelo cálculo a partir da equação (2.23) onde $t = t_{op}$ (t_{op} = tempo de operação do material envelhecido em serviço). Na segunda forma, ω_o pode ser estimado junto dos parâmetros A^* , k^* , r^* e σ_f^* .

A autora pôde concluir que não foi possível encontrar diferença entre as curvas de previsão de vida utilizando o ω_o calculado ou estimado. Foi mostrado também que as

curvas de previsão somente serão confiáveis caso haja dados de testes de ruptura por fluência relativamente longos.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente estudo tem por objetivo, a partir de um aço ferrítico 2,25Cr-1Mo envelhecido por 280.000 horas em condição controlada e sem falhas, avaliar a previsibilidade dos métodos de extrapolação de vida remanescente. Esta análise foi possível através da comparação realizada entre as previsões obtidas para os dados de comportamento em fluência do material novo, apresentados pelo NRIM (*National Research Institute for Metals*) [7] localizado no Japão, e as calculadas para o material envelhecido em serviço. As metodologias escolhidas para este fim foram Larson-Miller, Manson-Haferd e Penny. Também foram efetuadas análises da microestrutura e do comportamento mecânico do material envelhecido com o intuito de avaliar o nível de degradação sofrido em serviço.

O material previamente envelhecido foi submetido a ensaios de tração a temperatura ambiente e a quente (500°C e 550°C) e a ensaio de dureza para avaliação da resistência mecânica; à avaliação microestrutural em microscópio de luz visível e microscópios eletrônicos de varredura e transmissão para identificação dos precipitados e sua morfologia; e a ensaios de fluência com tensões de 108, 117, 127, 137, 147, 157, 177 MPa sob temperaturas de 500°C e 550°C para obtenção dos dados necessários para previsão de vida residual. Um fluxograma com as etapas do projeto está apresentado na seção 3.8, Figura 3.4.

3.1 – Material

O material estudado consiste em uma liga frequentemente utilizada para aplicações em elevadas temperaturas, o aço ferrítico 2,25Cr-1Mo. No presente estudo, o aço, especificado pela norma ASTM A335 [45] como P22, se origina do coletor de saída do superaquecedor de vapor de uma caldeira de usina de geração termelétrica, cedido pela BRASKEM, situada no Rio Grande do Sul. O aço permaneceu em operação a temperatura de 515°C e pressão interna de 12,26 MPa (tensão equivalente calculada:

$\sigma=57\text{MPa}$) durante as 280.000 horas. A Tabela 3.1 mostra a especificação da norma ASTM A335 para o material em estudo a 25, 500 e 525°C.

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas mínimas exigidas para aço especificado pela norma ASTM A335 Gr P22 a 25, 500 e 550°C.

Especificação	Temperatura (°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza Rockwell B
ASTM A335 P22 [45]	25	≥ 205	≥ 415	≥ 22	≥ 69
	500	≥ 173	≥ 382	-	-
	525	≥ 167	≥ 334	-	-

3.2 – Composição química

Para verificar se o material do coletor em estudo possui a composição química dentro do especificado pela norma ASTM A335 para o aço Gr P22, foi realizada sua análise química. Esta foi executada pelo Laboratório de Análises Químicas do Centro de Pesquisas de Energia Elétrica (Cepel). Os ensaios para a determinação do teor de C, Mn, P, S, Si, Cr e Mo nas amostras foram efetuados conforme metodologia implantada no laboratório utilizando os seguintes métodos analíticos:

- Combustão direta (C, S);
- Gravimetria e Espectrofotometria de absorção atômica (Si);
- Volumetria (hidróxido de sódio-acidimetria) (P);
- Espectrofotometria de absorção atômica (Mn, Mo, Cr).

A composição química de um aço 2,25Cr-1Mo, especificado pela norma ASTM A335-P22 e os resultados da análise realizada no Cepel, para o material de estudo estão apresentadas na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 - Composição química especificada pela norma ASTM A335 para o aço 2,25Cr-1Mo e a composição analisada do aço em estudo.

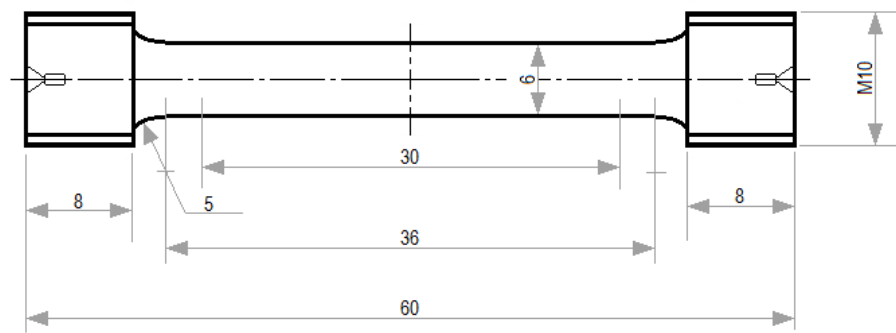
Composição química (%peso)	C	Mn	P (máx)	S(máx)	Si (máx)	Cr	Mo
ASTM A335 P22	0,15	0,30-0,60	0,03	0,03	0,50	1,90-2,60	0,87-1,13
Analisada	0,13	0,47	0,01	0,02	0,43	1,90	0,87

3.3 – Ensaios de Tração

Os ensaios uniaxiais de tração foram executados com o objetivo de determinar o limite de resistência mecânica e a tensão de escoamento do material estudado. Visando analisar a perda de resistência do material devido à longa exposição em temperaturas elevadas.

Os ensaios de tração foram efetuados segundo a norma ASTM E21-05 [46] em máquina de tração EMIC, modelo DL 30kN, com célula de carga de 10.000kgf e extensômetro de 25mm, disponível no Laboratório de Ensaios Mecânicos do Cepel. Os corpos-de-prova foram confeccionados segundo especificações da norma DIN 50125:2009-07 [47]. As dimensões do corpo de prova, em milímetros, podem ser vistas na Figura 3.1. Os corpos de prova foram retirados no sentido circunferencial do coletor (altura = 40 cm, diâmetro externo = 51 cm e espessura = 5 cm, Figura 3.2), por ser a posição na qual a tensão de operação atua de forma mais crítica.

As temperaturas escolhidas para a realização dos ensaios a quente foram 500°C e 550°C. Foram realizados três ensaios a temperatura ambiente (25°C), quatro a 500°C e quatro a 550°C. A taxa de deformação utilizada no ensaio a 25°C foi de $5,55 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ (velocidade de ensaio de 1 mm/min), para os de 500 e 550°C a taxa de deformação foi $8,33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ (velocidade de ensaio de 0,15 mm/min). As dimensões e o comprimento útil dos corpos-de-prova foram medidos com medidor de altura e paquímetro.



(a)



(b)

Figura 3.1 - (a) Dimensões do corpo-de-prova em milímetros; (b) Foto de um dos corpos de prova utilizados no trabalho, confeccionados segundo especificações da norma DIN 50125:2009-07 [46].



Figura 3.2 – Imagem do coletor de saída do superaquecedor de vapor recebido com a marcação da posição de retirada dos corpos de prova.

3.4 - Ensaio de Dureza

Para obter o valor de dureza do material foi realizado o ensaio de dureza Rockwell na escala B, segundo a norma ASTM E 92-82 (2003) [48]. O equipamento utilizado para o ensaio de dureza foi o emco.TEST modelo M4C 750 localizado no Laboratório de Metalografia do Cepel.

O objetivo deste ensaio, assim como o ensaio de tração, é avaliar o efeito da exposição prolongada a altas temperaturas sobre a resistência da amostra, neste caso especificamente sobre a dureza. Portanto, buscou-se ter mais um indicativo da perda progressiva de resistência das propriedades mecânicas ao longo da exposição prolongada a altas temperaturas. No presente trabalho, a amostra foi submetida a dez indentações, sendo feito ao final o cálculo da média e desvio padrão dos valores obtidos.

3.5 – Ensaio de Fluência

Para a realização dos ensaios de ruptura por fluência foram confeccionados corpos-de-prova com as mesmas dimensões daqueles utilizados no ensaio de tração (Figura 3.1).

Os ensaios de fluência a carga constante foram realizados no Cepel com a utilização de três máquinas de fluência modelo STM/MF 1000 (Figura 3.3) com extensômetro LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*). Durante a realização do ensaio são utilizados dois termopares: o primeiro para medir a temperatura no interior do forno e o segundo preso diretamente ao corpo-de-prova, para acompanhar a temperatura do mesmo. A carga constante é aplicada através de blocos com massas específicas conhecidas e o cálculo da carga é feito a partir da tensão que se deseja aplicar, da área da seção transversal útil do corpo de prova e de um fator de conversão dependente de cada equipamento.



Figura 3.3 - Máquinas de ensaio de fluência modelo STM/MF 1000.

O NRIM (*National Research Institute for Metals*) [7] possui um banco de dados referente a ensaios de fluência do aço 2,25Cr-1Mo, na condição de como recebido, o qual foi utilizado como base para a escolha das condições de ensaio e para comparação de resultados entre material novo e envelhecido. No total foram realizados 10 ensaios, no material envelhecido por 280.000 horas, em duas temperaturas, 500 e 550°C e sete tensões (108, 117, 127, 137, 147, 157 e 177 MPa). A Tabela 3.3 apresenta a nomenclatura e as condições dos ensaios.

Tabela 3.3 - Nomenclatura dos corpos de prova e condições dos ensaios de fluência.

Temperatura (°C)	Tensão [MPa]						
	108	117	127	137	147	157	177
500	-	-	F _{500,127}	F _{500,137}	F _{500,147}	F _{500,157}	F _{500,177}
550	F _{550,108}	F _{550,117}	F _{550,127}	F _{550,137}	-	F _{550,157}	-

Os ensaios $F_{500,108}$ e $F_{500,117}$ não foram realizados, pois de acordo com o banco de dados do NRRM não haveria tempo hábil para a conclusão dos mesmos até o término desse trabalho. Já os ensaios $F_{550,147}$ e $F_{550,177}$ não possuíam dados correlatos na base, logo não havendo possibilidade de comparação. O ensaio $F_{500,127}$ foi iniciado, porém até a apresentação desse trabalho não havia sido concluído, dispondo de 8.000 horas de teste até setembro de 2017.

Nas Tabelas 3.4, 3.5 e 3.6 estão dispostos os valores de tempo de ruptura (t_R), deformação (ϵ) e taxa mínima de fluência ($\dot{\epsilon}_{min}$) dos ensaios relativos ao material como recebido, nas temperaturas de 500, 550 e 600°C, disponíveis no NRRM [7]. Os ensaios marcados são os correspondentes aos realizados e concluídos no material envelhecido em serviço por 280.000 horas.

Tabela 3.4 – Dados dos ensaios de fluência realizados a 500°C disponíveis no NRRM [7].

Temperatura (°C)	σ (MPa)	t_R (h)	ϵ (%)	$\dot{\epsilon}$ (%/h)
500	127	63.537,1	28	$1,47 \times 10^{-4}$
	137	29.437,7	33	$2,44 \times 10^{-4}$
	147	16.346,4	35	$3,1 \times 10^{-4}$
	157	9.445,7	37	$3,86 \times 10^{-4}$
	177	4.027,3	49	$9,05 \times 10^{-4}$
	216	926,5	40	$4,72 \times 10^{-3}$
	294	76,3	30	$\sim 10^{-1}$

Tabela 3.5 – Dados dos ensaios de fluência realizados a 550°C disponíveis no NRIM [7].

Temperatura (°C)	σ (MPa)	t_R (h)	ε (%)	$\dot{\varepsilon}$ (%/h)
550	83	85.906,2	19	$3,55 \cdot 10^{-5}$
	88	67.392,3	20	$6,44 \cdot 10^{-5}$
	98	24.224,4	33	$3,23 \cdot 10^{-4}$
	108	8.013,8	41	$1,18 \cdot 10^{-3}$
	117	5.000,0	45	$1,90 \cdot 10^{-3}$
	127	3.472,0	52	$2,5 \cdot 10^{-3}$
	137	783,0	53	$5,00 \cdot 10^{-3}$
	157	450,0	50	$2,2 \cdot 10^{-2}$
	177	110,2	51	$6,00 \cdot 10^{-2}$
	187	70,2	60	$1,00 \cdot 10^{-1}$
	196	53,2	63	$2,40 \cdot 10^{-1}$

Tabela 3.6 – Dados dos ensaios de fluência realizados a 600°C disponíveis no NRIM [7].

Temperatura (°C)	σ (MPa)	t_R (h)	ε (%)	$\dot{\varepsilon}$ (%/h)
600	22	113.445,6	Sem dados	$3,3 \times 10^{-6}$
	29	77.405,2	16	$6,7 \times 10^{-6}$
	41	45.919,1	20	$1,4 \times 10^{-5}$
	53	27.094,4	25	$2,8 \times 10^{-5}$
	69	10.960,9	33	$2,2 \times 10^{-4}$
	78	4.241	40	$\sim \times 10^{-3}$
	98	993,9	46	$\sim \times 10^{-2}$

3.6 - Microscopia de Luz Visível (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

O objetivo das análises metalográficas em microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura foi identificar a microestrutura presente na liga estudada e analisar a degradação ocorrida devido à exposição prolongada a temperaturas elevadas.

Para que as análises da microestrutura pudessem ser realizadas as amostras do material envelhecido e do mesmo submetido aos ensaios de ruptura por fluência foram preparadas a partir do seguinte procedimento:

- Corte;
- Embutimento em baquelite;
- Desbaste a partir da utilização das lixas 180, 220, 320 e 600 *mesh*;
- Polimento utilizando suspensões de diamante de granulometrias de 9, 3 e 1 μm ;
- Ataque da superfície através da imersão no reagente Nital 2%, composto de ácido nítrico e álcool etílico para revelação da microestrutura do aço em questão.

Para a realização das análises por microscopia de luz visível, foi utilizado um microscópio da marca Olympus, modelo GX71. O MEV utilizado é do fabricante ZEISS, modelo EVO40, operado a uma tensão de 20 kV. Ambos os equipamentos estão disponíveis no Laboratório de Metalografia do CEPEL.

3.7 - Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET)

Visando a identificação dos precipitados presentes no material após os ensaios de fluência quanto a sua morfologia e composição, a fim de mostrar uma sequência da evolução de sua estequiometria e associá-la ao grau de degradação do aço, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Transmissão (MET) modelo FEI Tecnai G20 e o EDS

(Energy Dispersive X-Ray Detector). O equipamento é de propriedade do CEPEL, e as análises são realizadas em réplicas feitas à base de filme de carbono.

A preparação das réplicas iniciou-se a partir do desbaste na lixa 600 *mesh* das amostras, seguido de polimento em suspensões de diamante de granulometrias de 9, 3 e 1 µm e ataque químico com Nital 10% por 30 segundos. Após o ataque químico, realizou-se uma deposição de fina camada de carbono, com espessura inferior a 1.000 µm, através da técnica de recobrimento Sputtering, realizada com o equipamento Sputter Coater modelo Polaron CA7615 presente no Laboratório de Metalografia do CEPEL.

Em seguida, as amostras foram mergulhadas em reagente de ataque Vilella e então, após a formação de algumas bolhas no filme de carbono, imersas em água destilada ocorrendo o desprendimento de parte do filme, que trás consigo carbonetos aderidos. Tais fragmentos são recolhidos por pequenas redes de cobre, com aproximadamente 3 mm de diâmetro e levadas ao MET. Nos espectros obtidos é possível identificar um pico de Cu, correspondente a rede utilizada para apoio das réplicas.

3.8 – Etapas do projeto

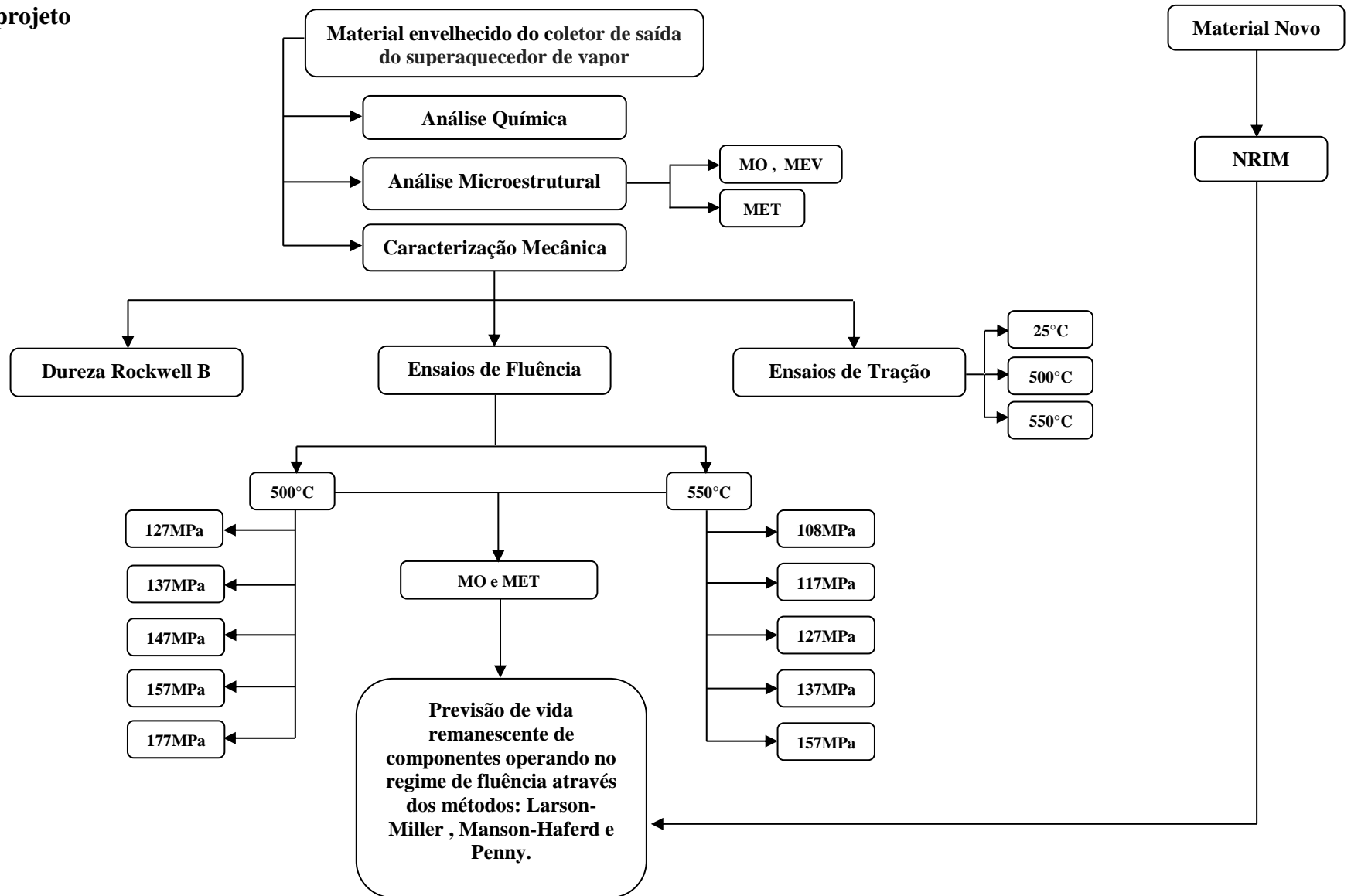


Figura 3.4 – Fluxograma das etapas experimentais do projeto.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 - Ensaios de Tração e Dureza

Foram realizados ensaios de tração a 25°C (taxa de deformação de $5,55 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$), 500 e 550°C (taxa de deformação de $8,33 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) e seus resultados estão apresentados na Tabela 4.1.1. O resultado do ensaio de dureza Rockwell B, realizado a 25°C, também está presente na mesma tabela, e este foi obtido a partir do cálculo da média e desvio padrão de 10 indentações. Os valores estabelecidos pela norma ASTM A335 [45] também estão presentes, a título de comparação com os valores experimentais.

Tabela 4.1.1 - Propriedades mecânicas mínimas exigidas e valores experimentais do aço ASTM A335 [45] P22 a 25, 500 e 550°C.

Especificação	Temp. (°C)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)	Dureza HRB
ASTM A335 P22	25	≥ 205	≥ 415	≥ 22	≥ 69
	500	≥ 173	≥ 382	-	-
	525	≥ 167	≥ 334	-	-
Experimental	25	$234,0 \pm 3$	$534,0 \pm 3$	$28,90 \pm 0,60$	$73,6 \pm 3,6$
	500	$168,8 \pm 10,3$	$313,4 \pm 6,4$	$30,98 \pm 1,93$	-
	550	$172,5 \pm 18,9$	$252,6 \pm 6,4$	$35,25 \pm 2,99$	-

Os resultados dos ensaios de tração realizados no material envelhecido em serviço por 280.000 horas indicaram que houve uma perda de resistência do material quando submetido a temperaturas na faixa de 500 e 550°C. Quanto ao limite de escoamento encontrado a 550°C, o desvio foi significativamente grande, sendo necessários novos testes para redução do erro encontrado.

4.2 – Ensaios de Fluência

As curvas obtidas a partir dos ensaios de fluência realizados no material envelhecido estão compiladas nos gráficos presentes nas Figuras 4.2.1 e 4.2.2 para as temperaturas de 500 e 550°C, respectivamente. As curvas dos ensaios $F_{500,157}$, $F_{500,147}$, $F_{500,137}$, $F_{550,117}$ e $F_{550,108}$ apresentaram formato característico do fenômeno, contendo os três estágios de fluência. O ensaio $F_{500,127}$ não chegou a ruptura como está indicado pela seta. A Tabela 4.2.1 apresenta os resultados obtidos a partir dos ensaios finalizados e seus respectivos para o aço como recebido [7]. As curvas dos ensaios estão apresentadas separadamente no Anexo I.

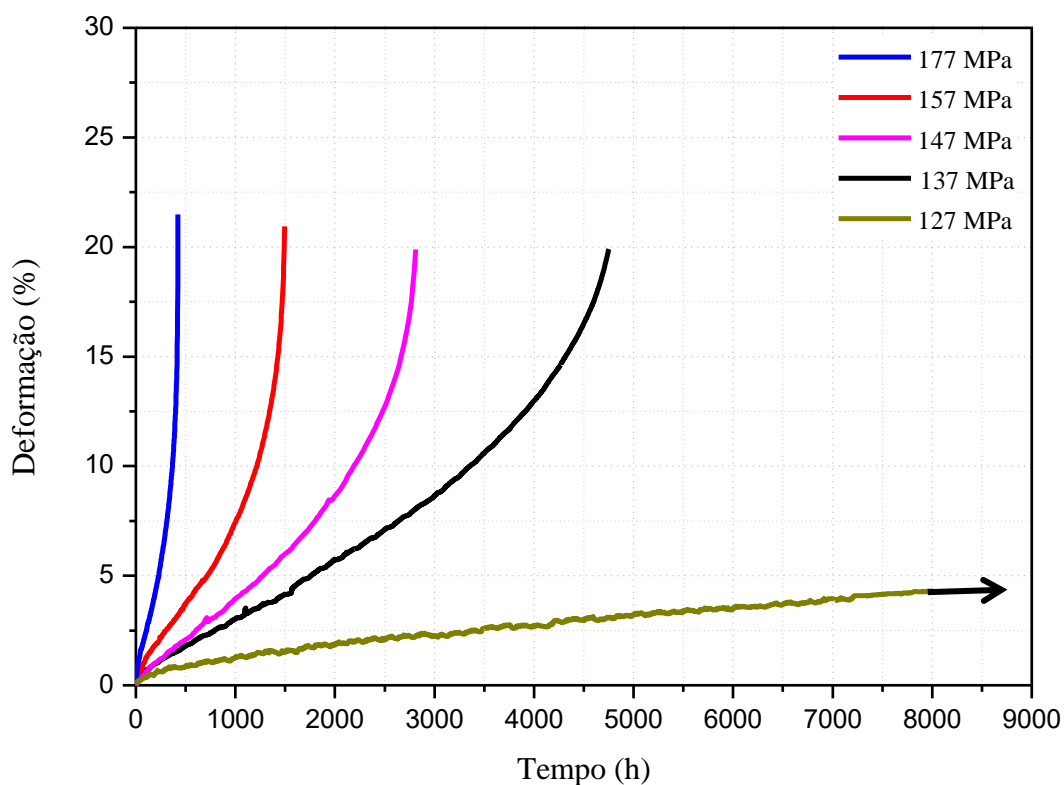


Figura 4.2.1 – Curvas de fluência a 500°C do aço envelhecido em serviço.

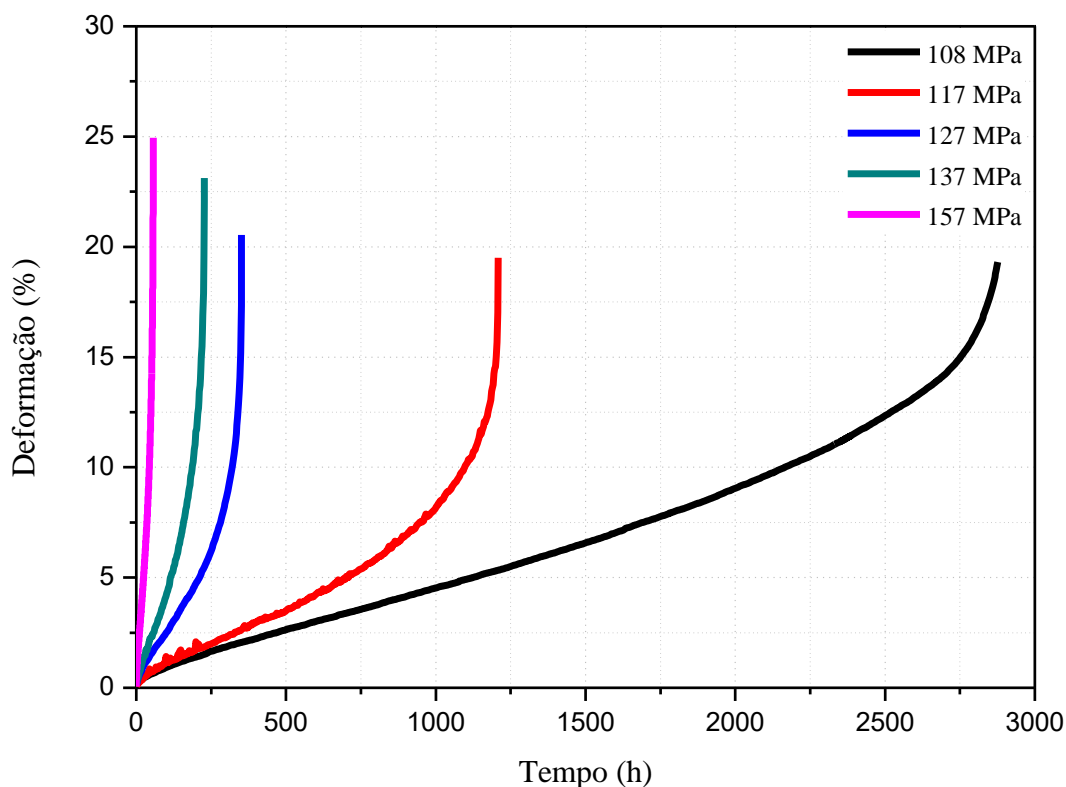


Figura 4.2.2 – Curvas de fluência a 550°C do aço envelhecido em serviço.

Tabela 4.2.1 - Comparação entre os resultados dos ensaios de fluência do aço novo, NRIM [7], e do envelhecido.

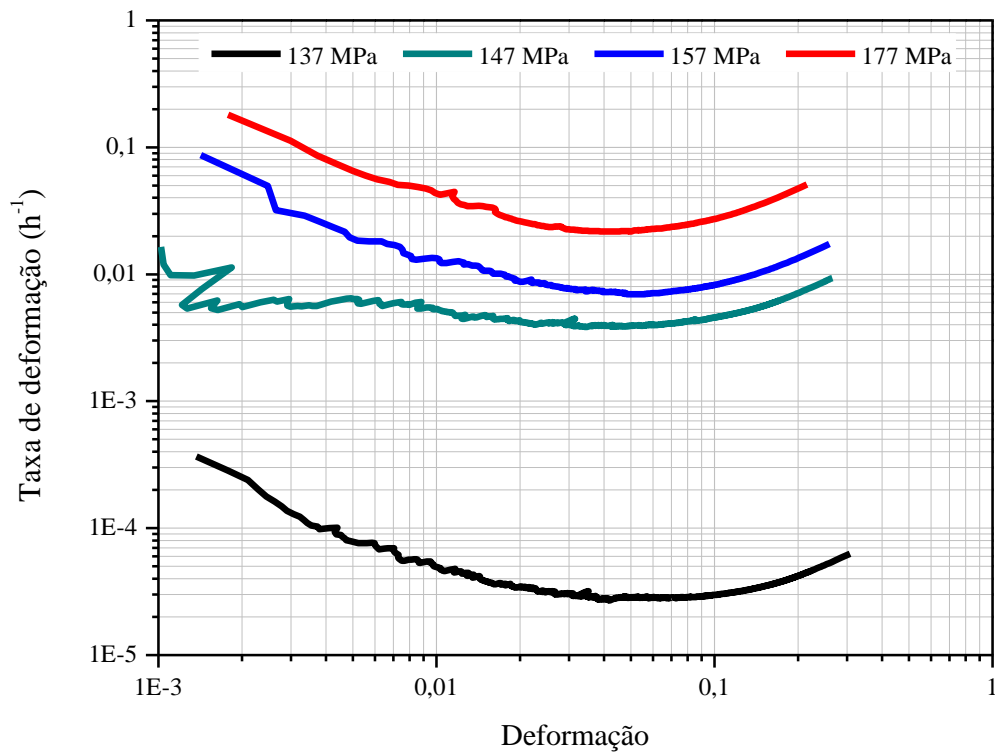
Temp. (°C)	σ (MPa)	t_R (h)		ϵ (%)		$\dot{\epsilon}_{min}$ (%·h ⁻¹)	
		Novo [7]	Env.	Novo [7]	Env.	Novo [7]	Env.
500	137	29.437,7	4.877,7	33,0	19,9	$2,4 \times 10^{-4}$	$2,6 \times 10^{-3}$
	147	16.346,4	2835,7	35,0	19,9	$3,1 \times 10^{-4}$	$3,9 \times 10^{-3}$
	157	9.445,7	1.500,9	37,0	20,9	$3,9 \times 10^{-4}$	$6,2 \times 10^{-3}$
	177	4.027,3	422,0	49,0	21,5	$9,0 \times 10^{-4}$	$1,7 \times 10^{-2}$
550	108	8.013,8	2.902,2	41,0	19,3	$1,2 \times 10^{-3}$	$4,0 \times 10^{-3}$
	117	5.000,0	1.207,8	45,0	19,5	$1,9 \times 10^{-3}$	$6,0 \times 10^{-3}$
	127	3.472,0	351,4	52,0	20,5	$2,5 \times 10^{-3}$	$2,2 \times 10^{-2}$
	137	783,0	226,9	53,0	23,1	$5,0 \times 10^{-3}$	$4,2 \times 10^{-2}$
	157	450,0	56,6	50,0	24,9	$2,2 \times 10^{-2}$	$1,8 \times 10^{-1}$

A análise da Tabela 4.2.1 mostra uma acentuada redução no tempo de ruptura e aumento da taxa mínima de deformação por fluência quando se compara o material

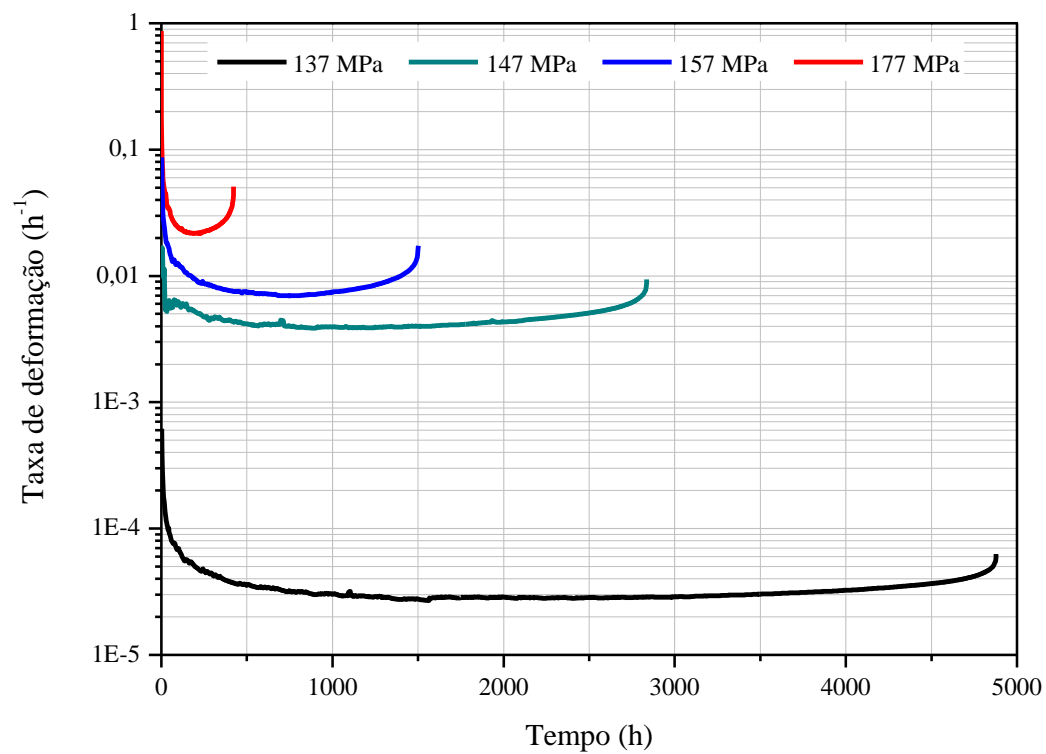
novo com o material envelhecido em serviço. Estes resultados retratam significativa perda de sua resistência à fluência como era de se esperar após o longo tempo de exposição à alta temperatura e carregamento.

As Figuras 4.2.3 (a) e (b) e 4.2.4 (a) e (b) apresentam os gráficos de Taxa de deformação X Deformação e Taxa de deformação X Tempo para os ensaios a 500 e 550°C, respectivamente.

Observa-se que inicialmente, em ambas temperaturas, tem-se a taxa de fluência alta e esta vai diminuindo devido à predominância dos mecanismos de endurecimento que ocorrem na região de fluência primária. Estes ensaios apresentaram o comportamento típico na fluência secundária, caracterizando a taxa mínima de fluência em função do balanço dos mecanismos de endurecimento e de amolecimento, representado nos gráficos taxa de deformação *versus* tempo. Estes valores estão retratados na Tabela 4.2.1. No estágio de fluência terciária nota-se o aumento da taxa de deformação por fluência sendo promovido tanto pelo amolecimento, quanto pelo aparecimento de trincas. Sendo este último mais frequente e o primeiro ocorre somente quando há recristalização ou transformação de fase.

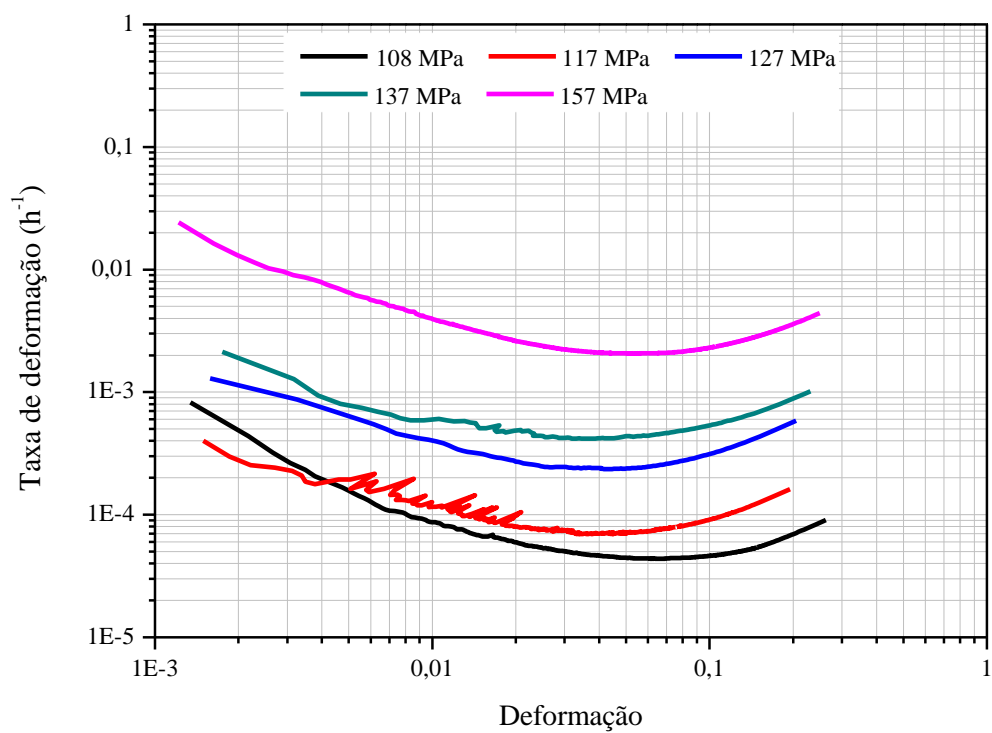


(a)

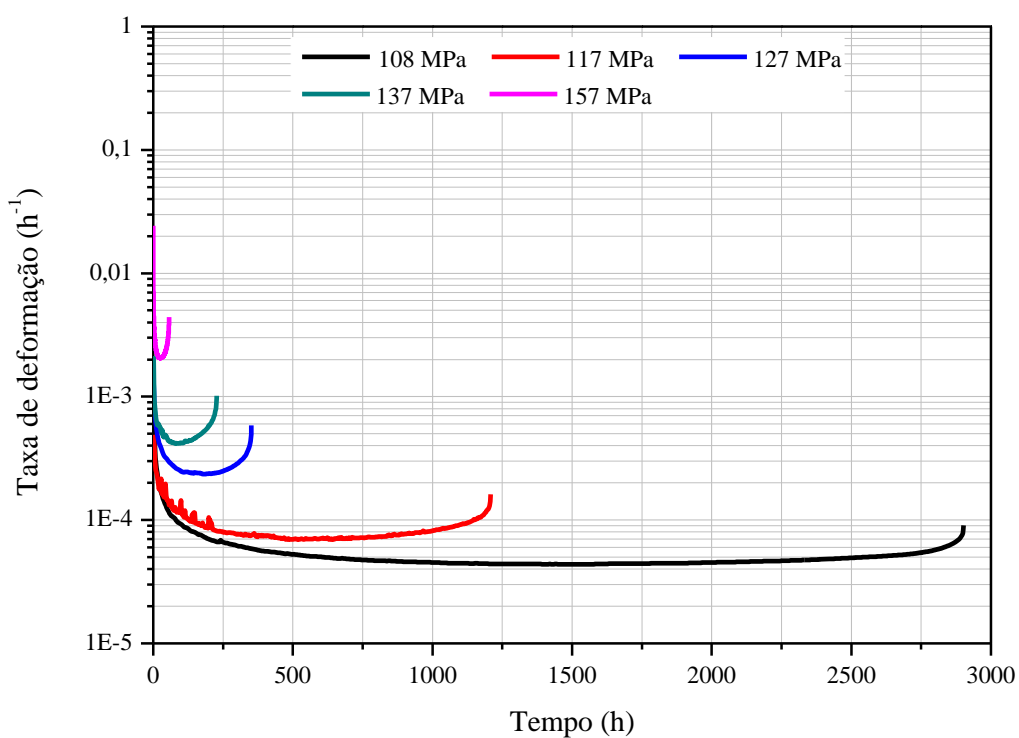


(b)

Figura 4.2.3 – Comportamento da taxa de deformação com (a) a deformação e (b) com o tempo de duração dos ensaios realizados a 500°C .



(a)



(b)

Figura 4.2.4 – Comportamento da taxa de deformação com (a) a deformação e (b) com o tempo de duração dos ensaios realizados a 550°C .

4.3 – Análise microestrutural

Nesta seção estão apresentadas as imagens obtidas através do microscópio de luz visível, eletrônico de varredura e transmissão da amostra na condição envelhecida em serviço, e as imagens obtidas através do microscópio de luz visível e eletrônico de transmissão das amostras após os ensaios de fluência $F_{500,137}$, $F_{500,157}$, $F_{500,177}$, $F_{550,127}$, $F_{550,137}$ e $F_{550,157}$. Todas as imagens foram adquiridas a partir de corte do corpo de prova ao longo de sua seção longitudinal.

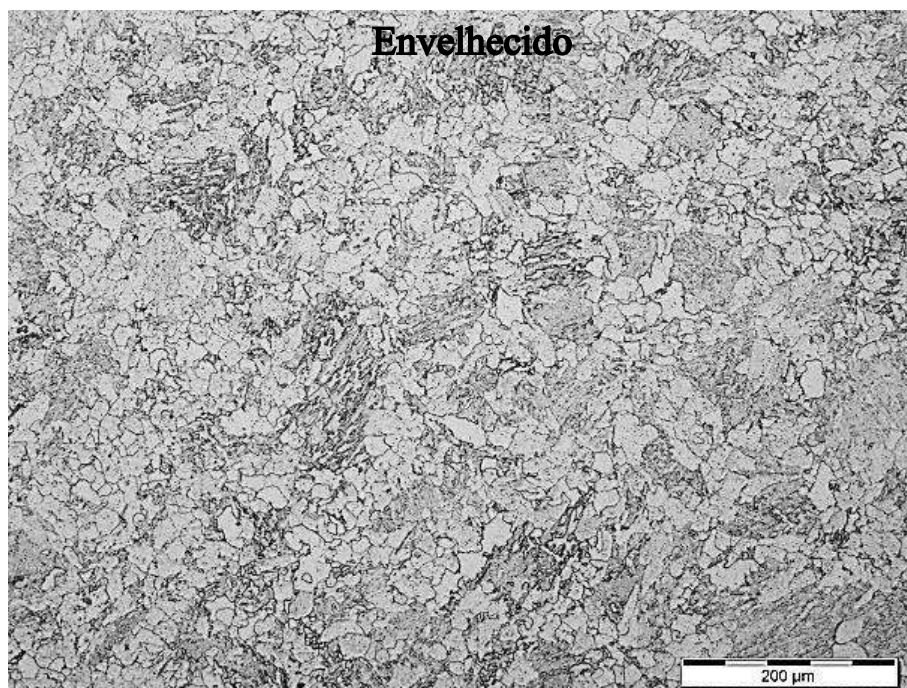
Nas amostras submetidas às condições de temperatura e tensão iguais a $F_{550,108}$ e $F_{550,117}$ não foi possível realizar a análise no MET e a amostra $F_{500,147}$ por ter finalizado o ensaio em data próxima a defesa não foi possível prepará-la a tempo.

Baseada nas micrografias foi realizada uma análise quanto à influência da temperatura e da tensão na microestrutura do material já envelhecido e a influência dos precipitados na perda de resistência do aço estudado.

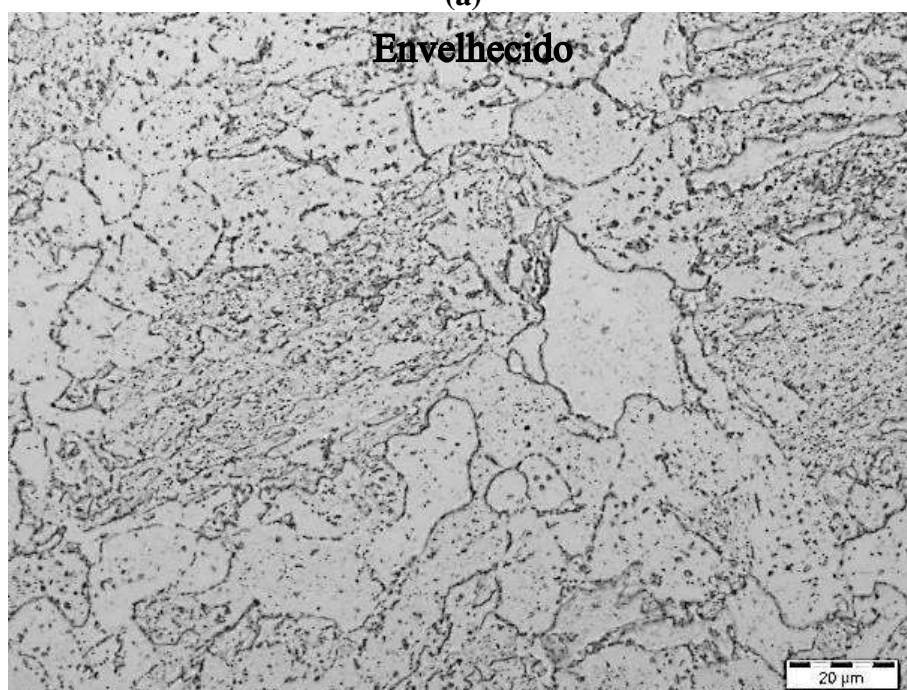
Para a realização da identificação de precipitados através do microscópio eletrônico de transmissão, adotou-se o método de escolha de uma área de grão ferrítico, uma área de grão onde previamente havia a fase perlita e três áreas de contornos de grãos. A identificação da região onde previamente havia a fase perlita, caracterizada pela presença de lamelas de M_3C e ferrita, deu-se pela intensa presença de carbonetos esferoidizados. Evolução ocorrida após exposição a altas temperaturas.

4.3.1 – Aço envelhecido em serviço

As Figuras 4.3.1 (a), (b) e 4.3.2 apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido por 280.000 horas a 515°C e sob pressão interna de operação de 12,26 MPa.



(a)



(b)

Figura 4.3.1 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

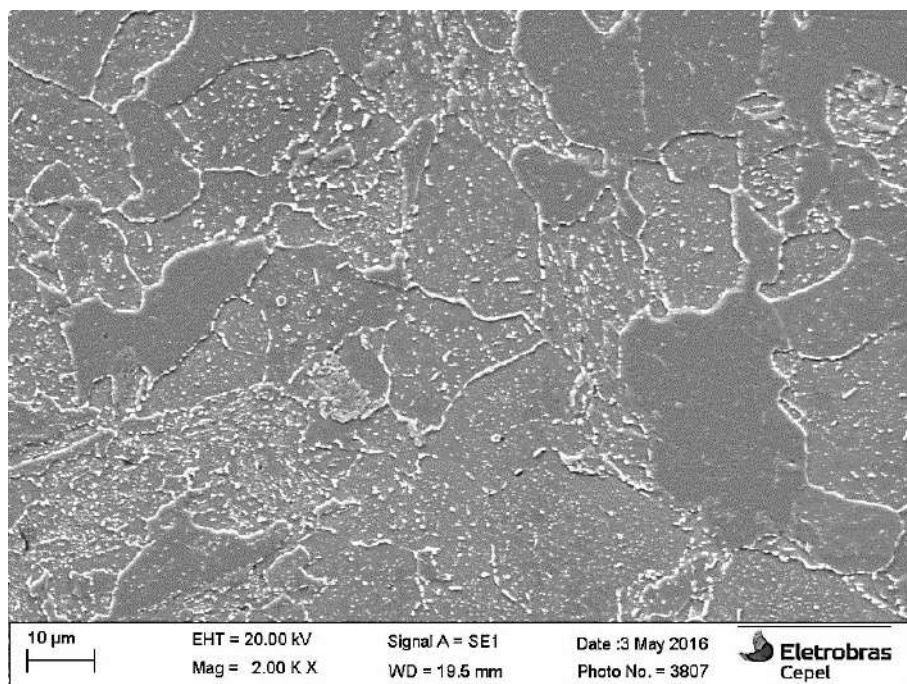


Figura 4.3.2 – Microscopia Eletrônica de Varredura, com aumento nominal de 2.000X, da amostra envelhecida em serviço. Grãos de ferrita: Regiões lisas. Grãos previamente perlíticos: Regiões com grande precipitação.

As imagens apresentadas mostram que a condição envelhecida em serviço já possui um estágio avançado de degradação D, de acordo com o critério de TOFT e MARSDEN [24], na qual há intensa precipitação na ferrita, esferoidização completa da cementita e início da dispersão dos carbonetos dos sítios onde originalmente eram compostos pela fase perlita.

Nas Figuras 4.3.3 (a), (b) e (c) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

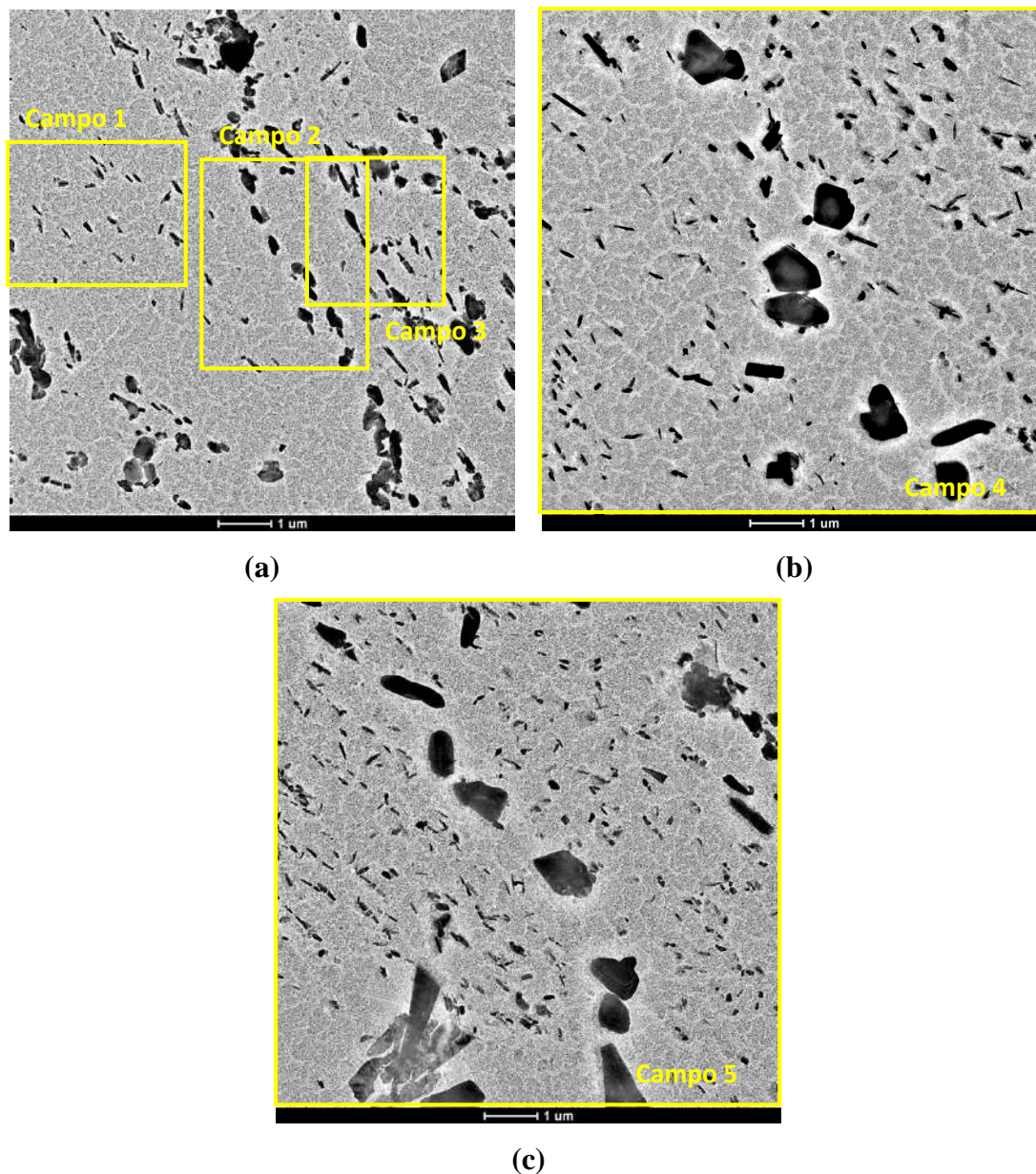
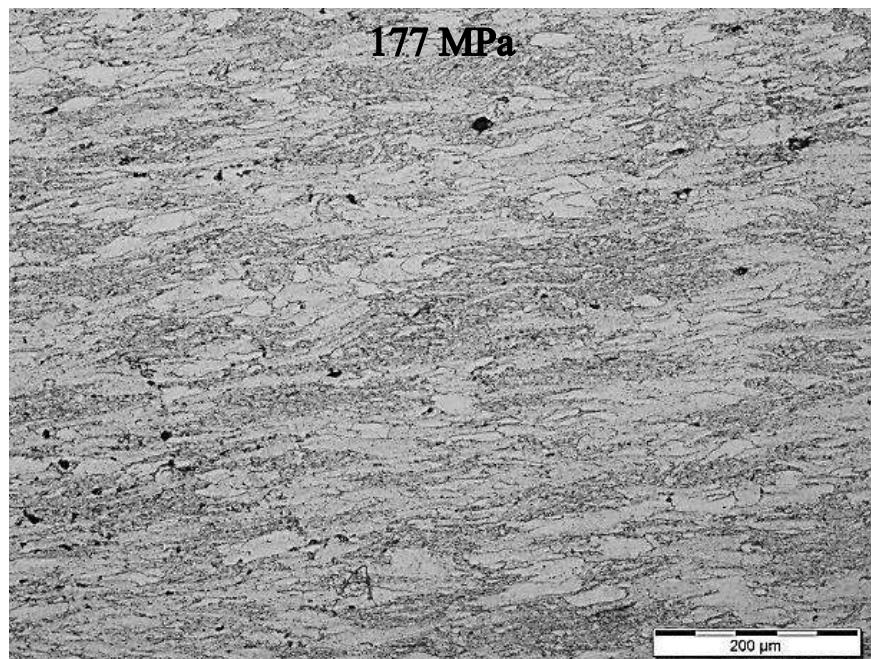


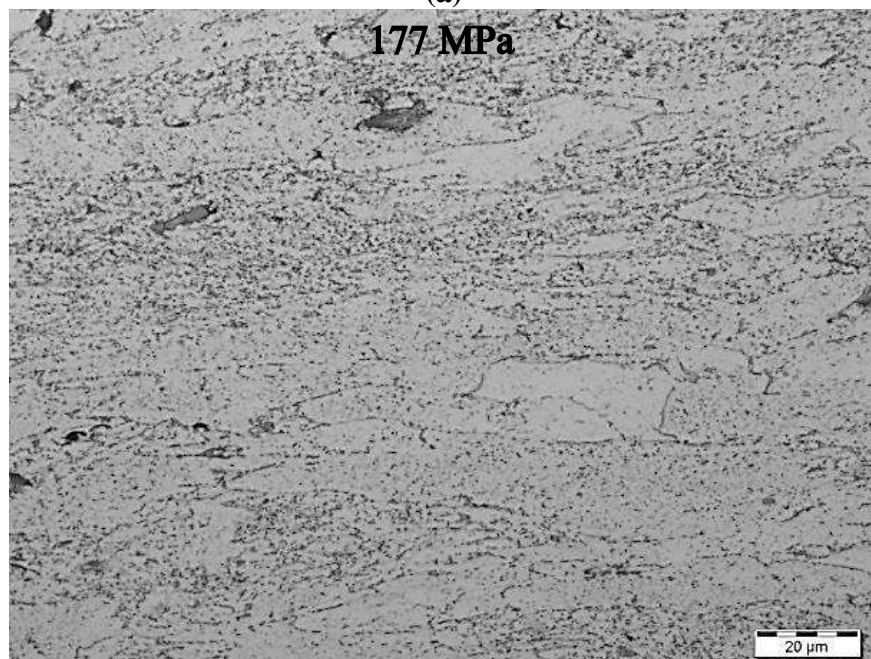
Figura 4.3.3 – Imagens de réplica da amostra envelhecida em serviço, contendo as cinco regiões analisadas: campos 2, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 1 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a), (b) e (c) 5.000X.

4.3.2 – Condição de ensaio: $F_{500,177}$

As Figuras 4.3.4 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 500°C e tensão de 177 MPa.



(a)



(b)

Figura 4.3.4 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas Figuras 4.3.5 (a), (b) e (c) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

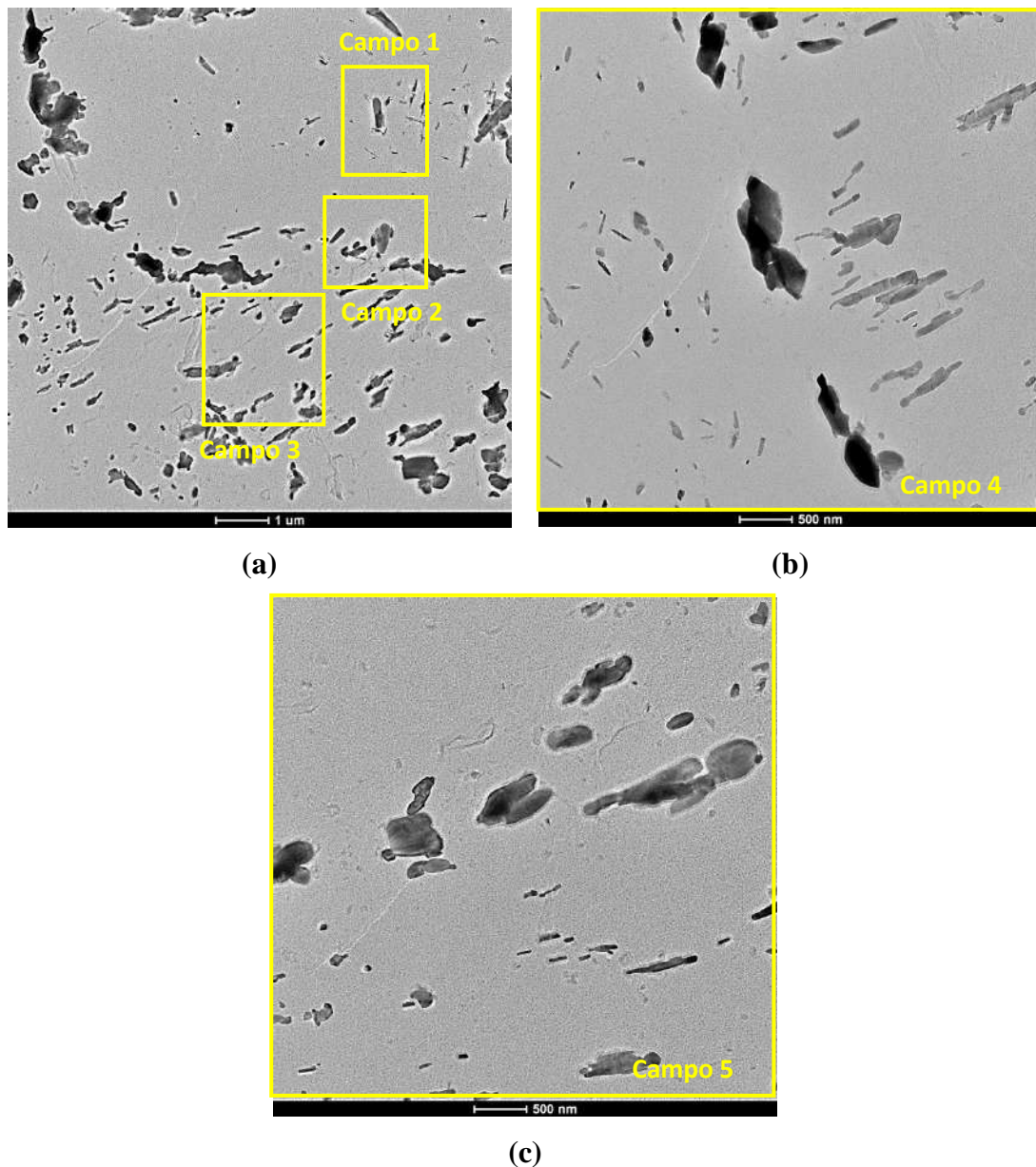


Figura 4.3.5 – Imagens de réplica da amostra envelhecida submetida à fluência 500°C e 177 MPa, contendo as cinco regiões analisadas: campos 2, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 1 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a) 5.000X; (b) e (c) 9.900X.

4.3.3 – Condição de ensaio: $F_{500,157}$

As Figuras 4.3.6 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 500°C e tensão de 157 MPa.

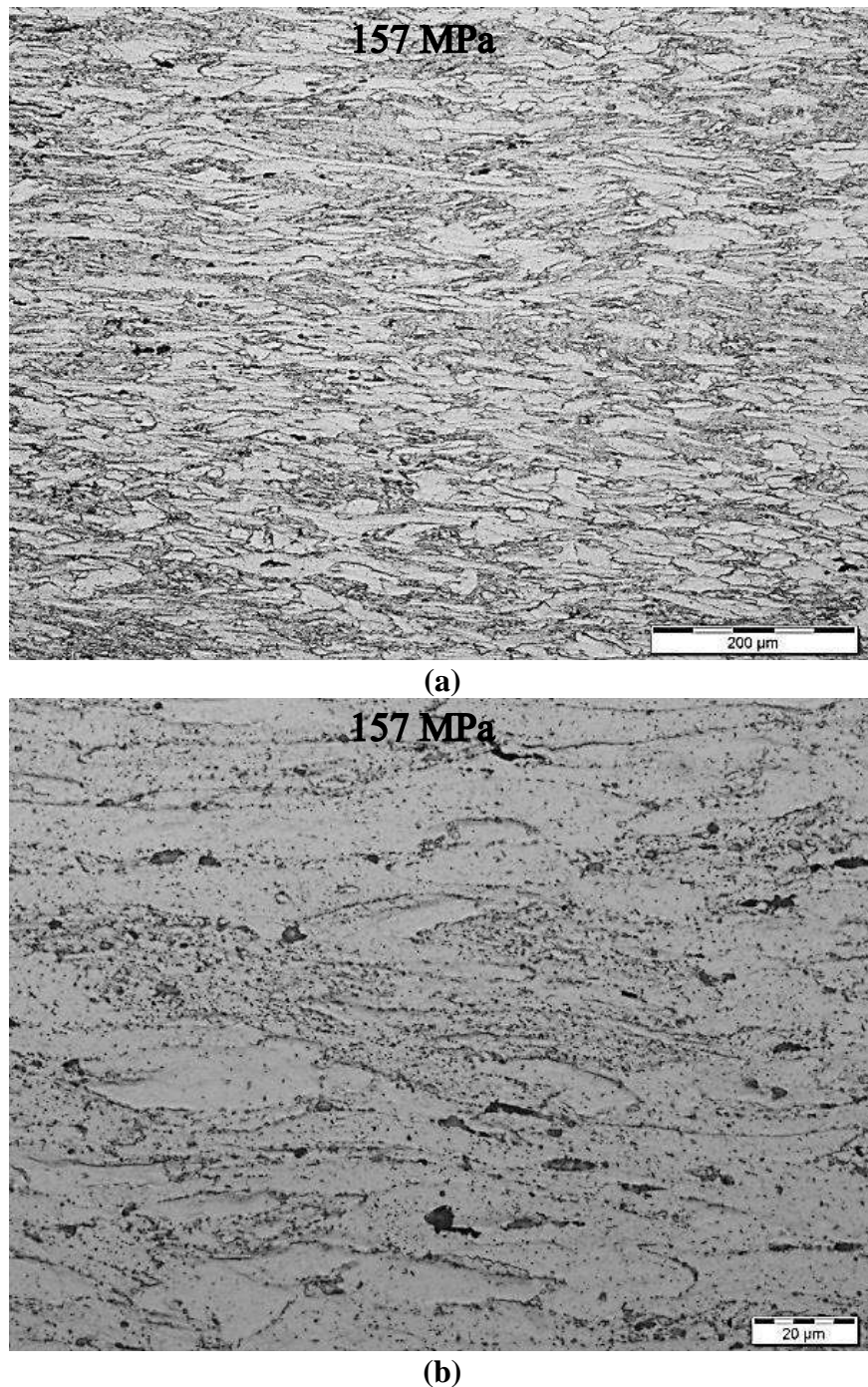


Figura 4.3.6 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas Figuras 4.3.7 (a) e (b) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

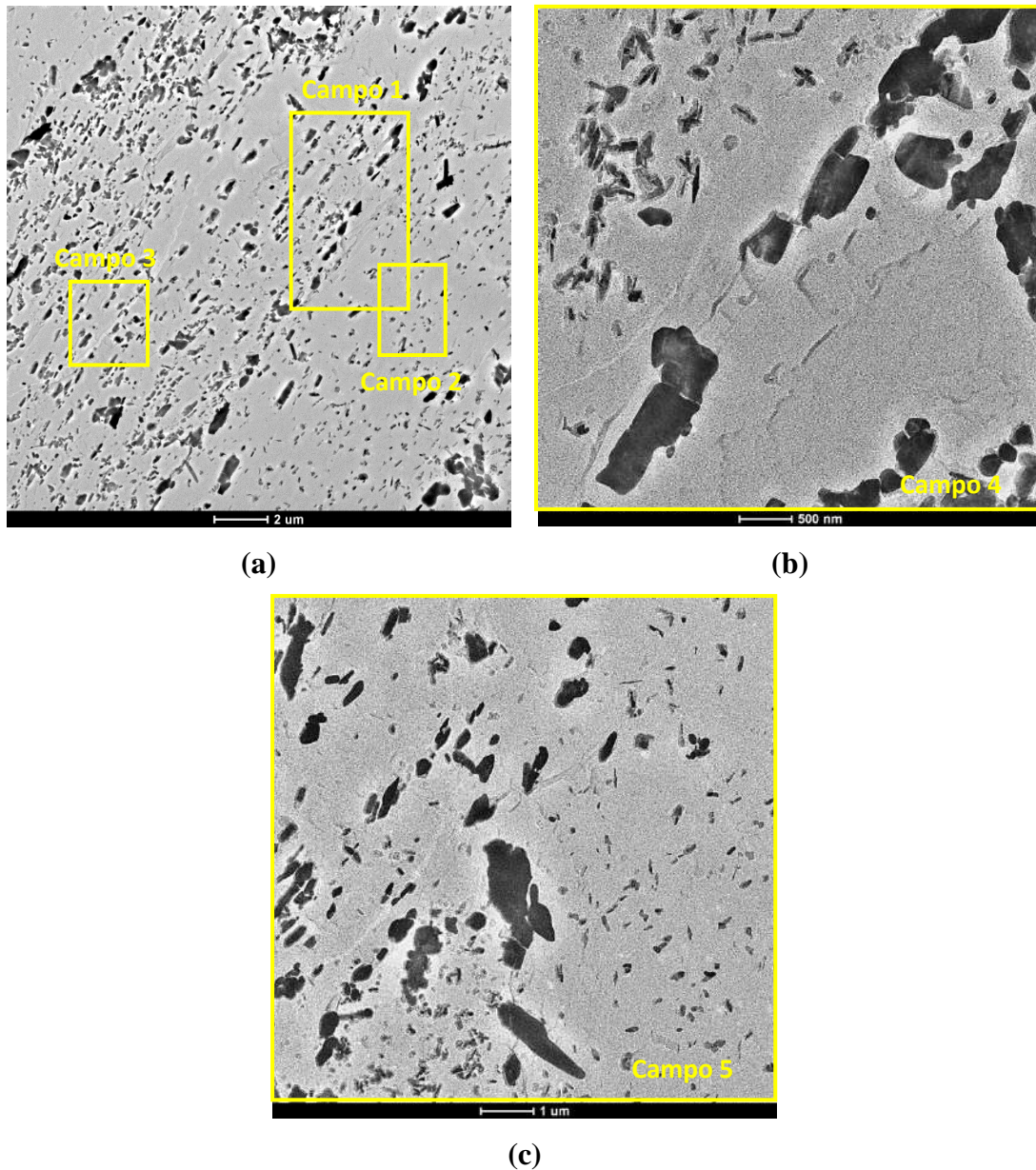


Figura 4.3.7 – Imagens de réplica da amostra envelhecida submetida à fluência 500°C e 157 MPa, contendo as cinco regiões analisadas: campos 1, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 2 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a) 2.550X; (b) 9.900X e (c) 5.000X.

4.3.4 – Condição de ensaio: $F_{500,137}$

As Figuras 4.3.8 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 500°C e tensão de 137 MPa.

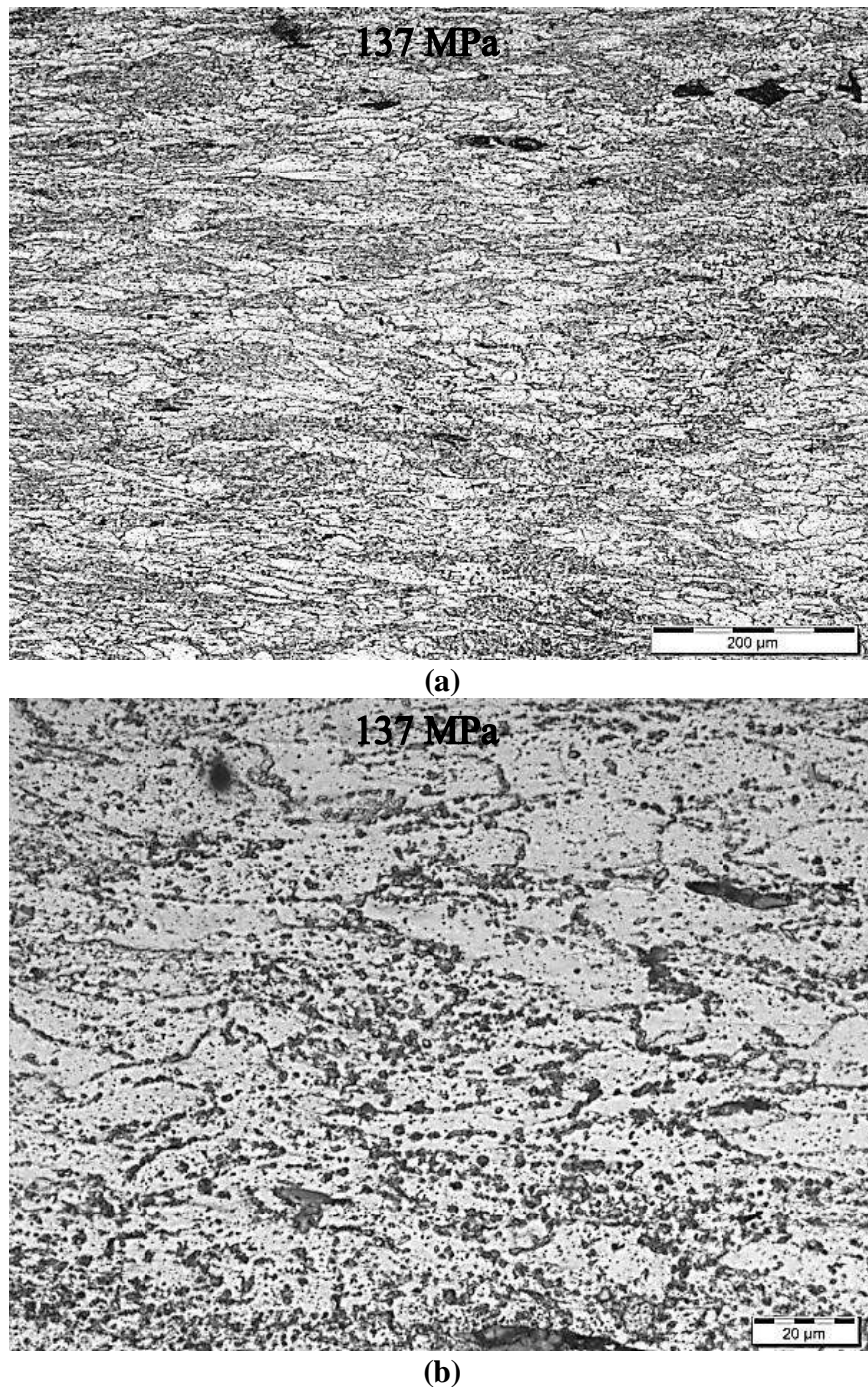


Figura 4.3.8 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas Figuras 4.3.9 (a), (b) e (c) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

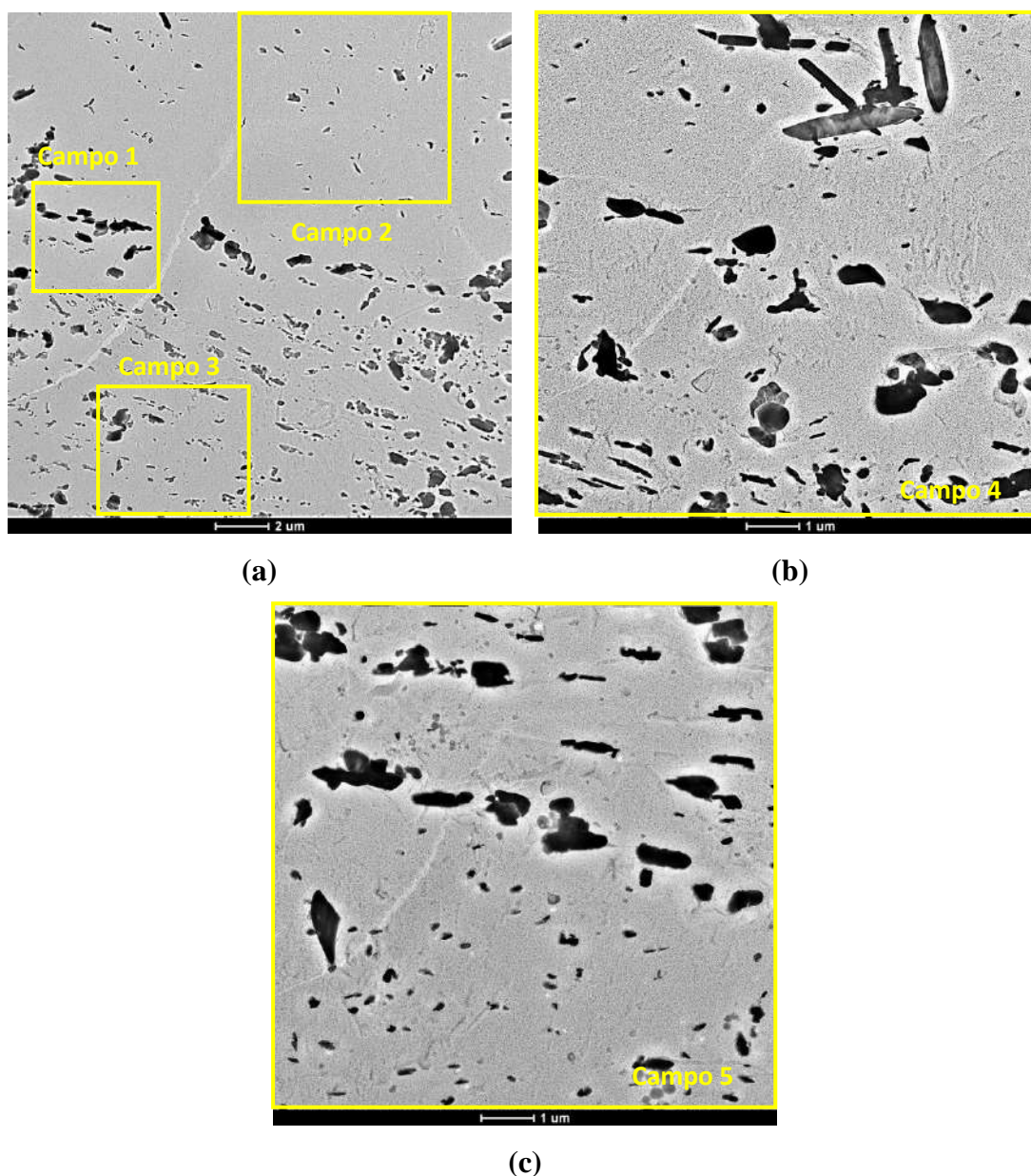


Figura 4.3.9 – Imagens de réplica da amostra envelhecida submetida à fluência 500°C e 137 MPa, contendo as cinco regiões analisadas: campos 1, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 2 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a) 2.550X; (b) e (c) 5.000X.

4.3.5 – Condição de ensaio: $F_{550,157}$

As Figuras 4.3.10 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 550°C e tensão de 157 MPa.

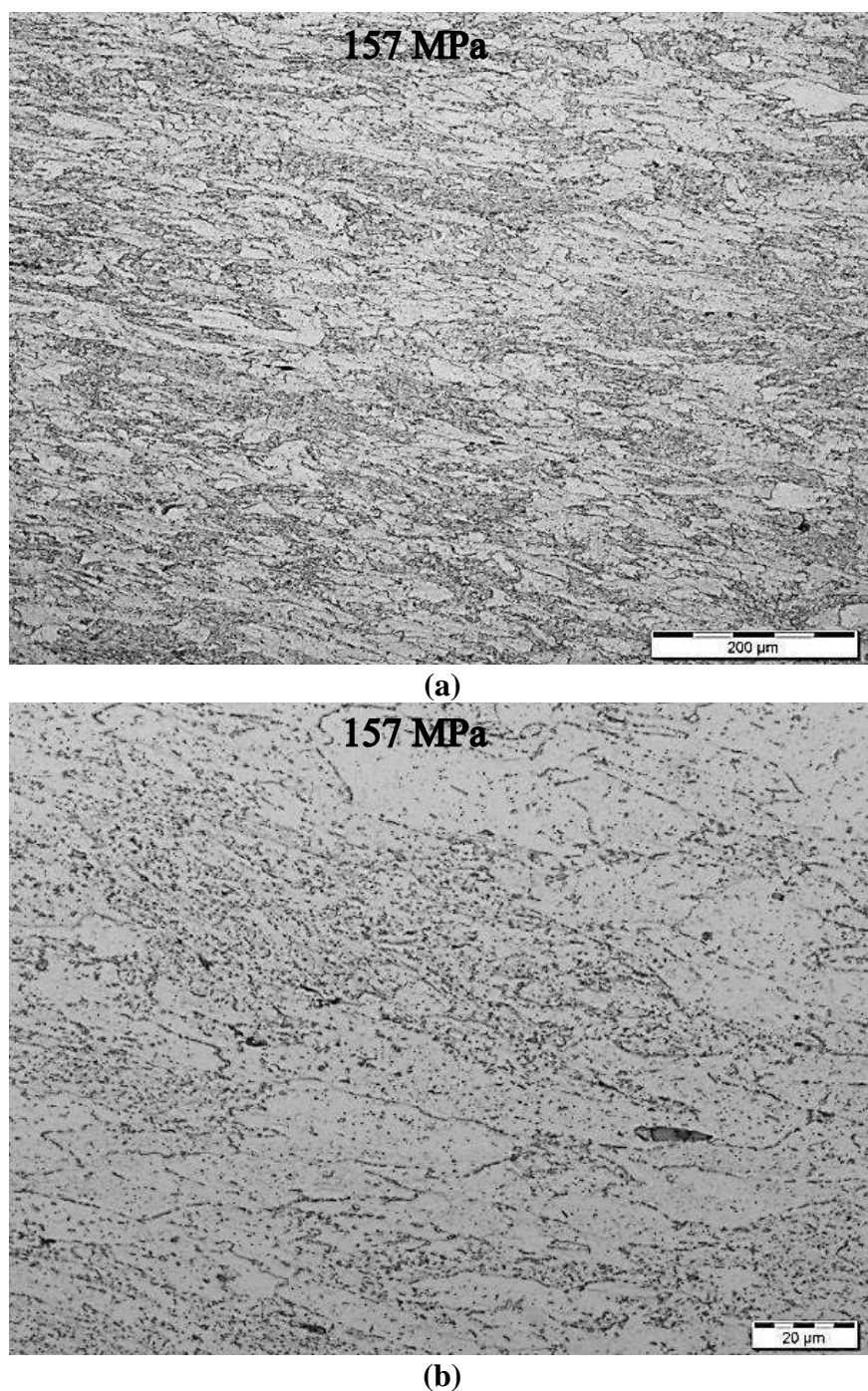


Figura 4.3.10 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas Figuras 4.3.11 (a), (b) e (c) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

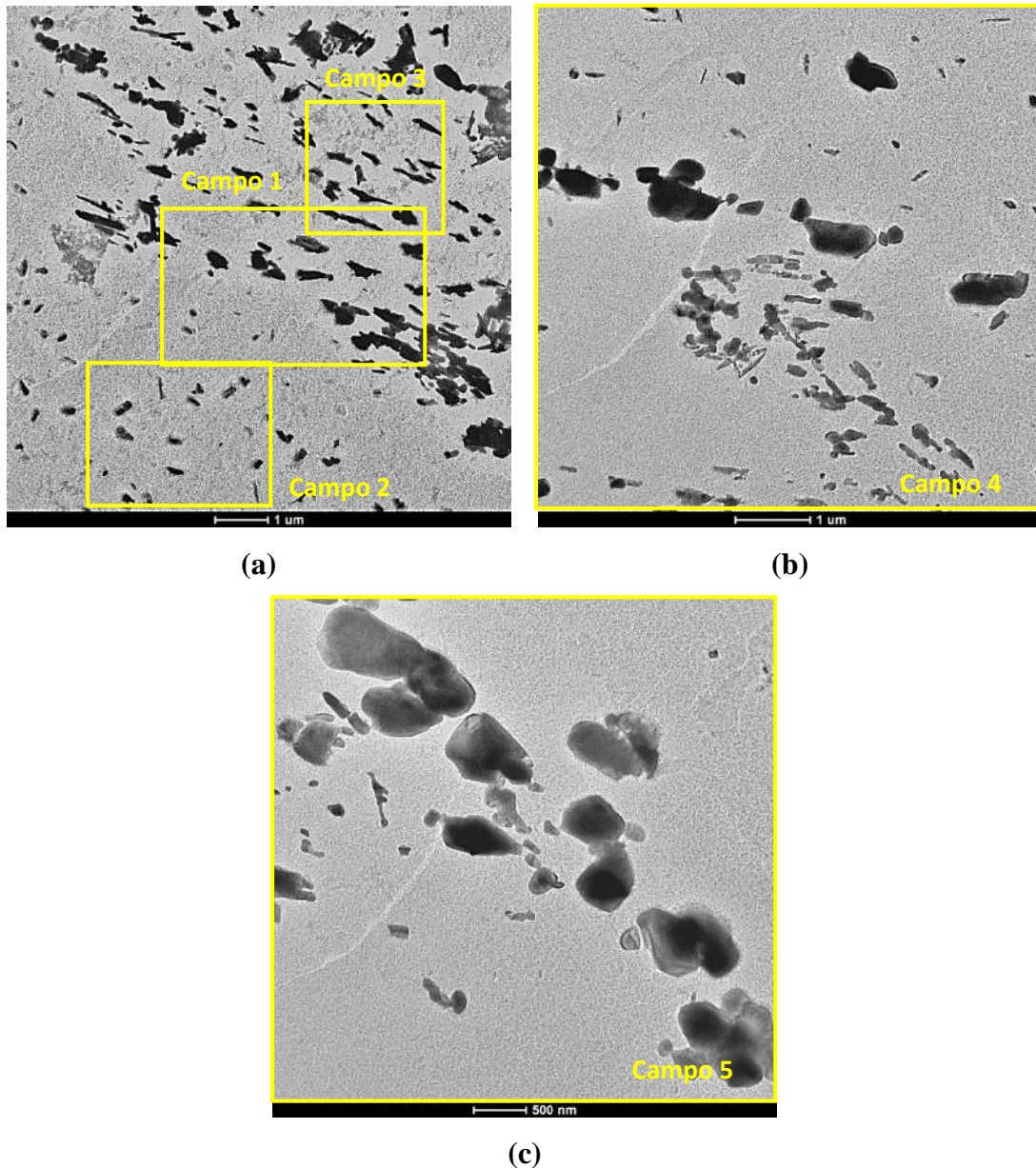


Figura 4.3.11 – Imagens de réplica da amostra envelhecida submetida à fluência 550°C e 157 MPa, contendo as cinco regiões analisadas : campos 1, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 2 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a) 5.000X, (b) 7.000X e (c) 9.900X.

4.3.6 – Condição de ensaio: $F_{550,137}$

As Figuras 4.3.12 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 550°C e tensão de 137 MPa.

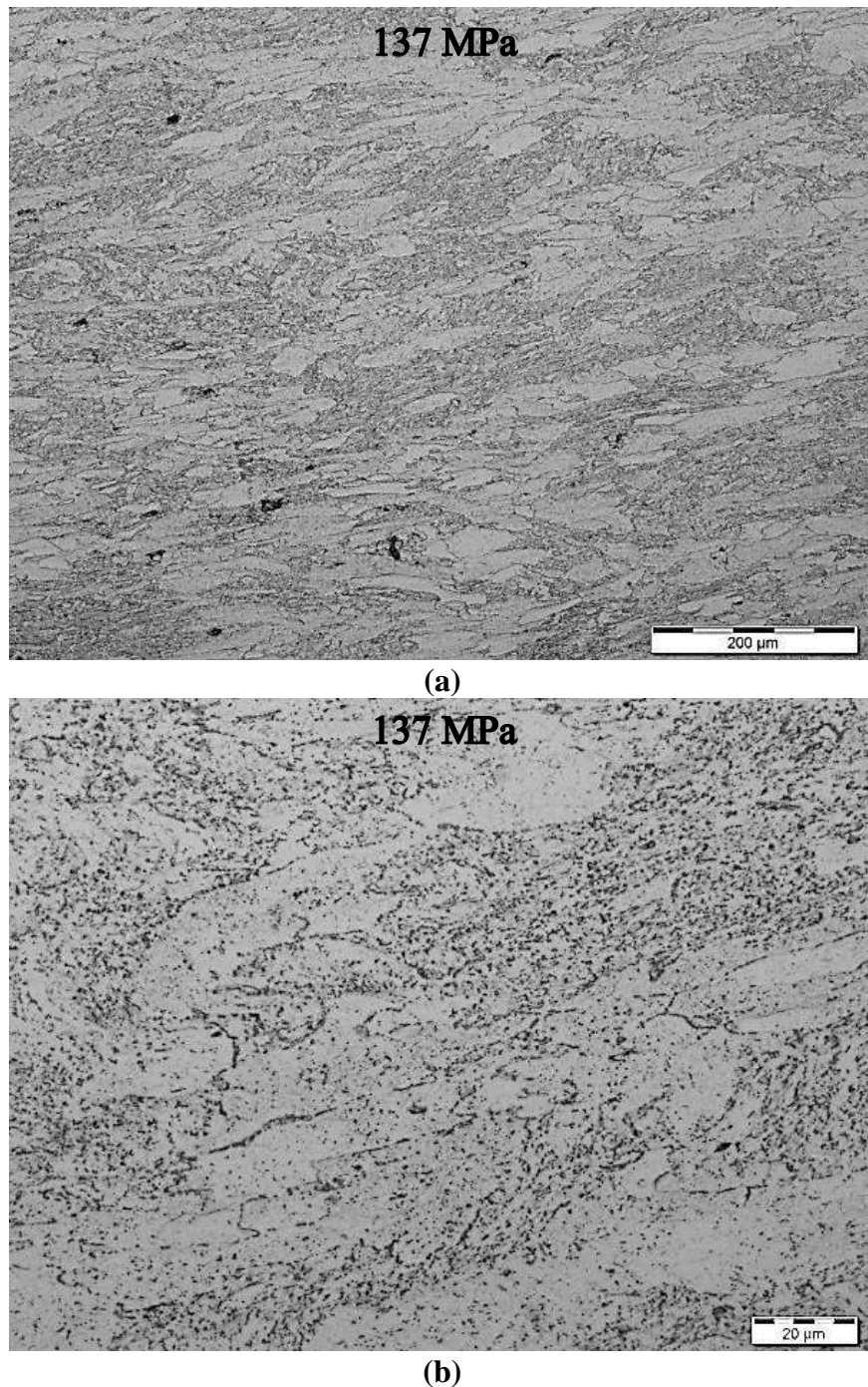


Figura 4.3.12 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas Figuras 4.3.13 (a), (b) e (c) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

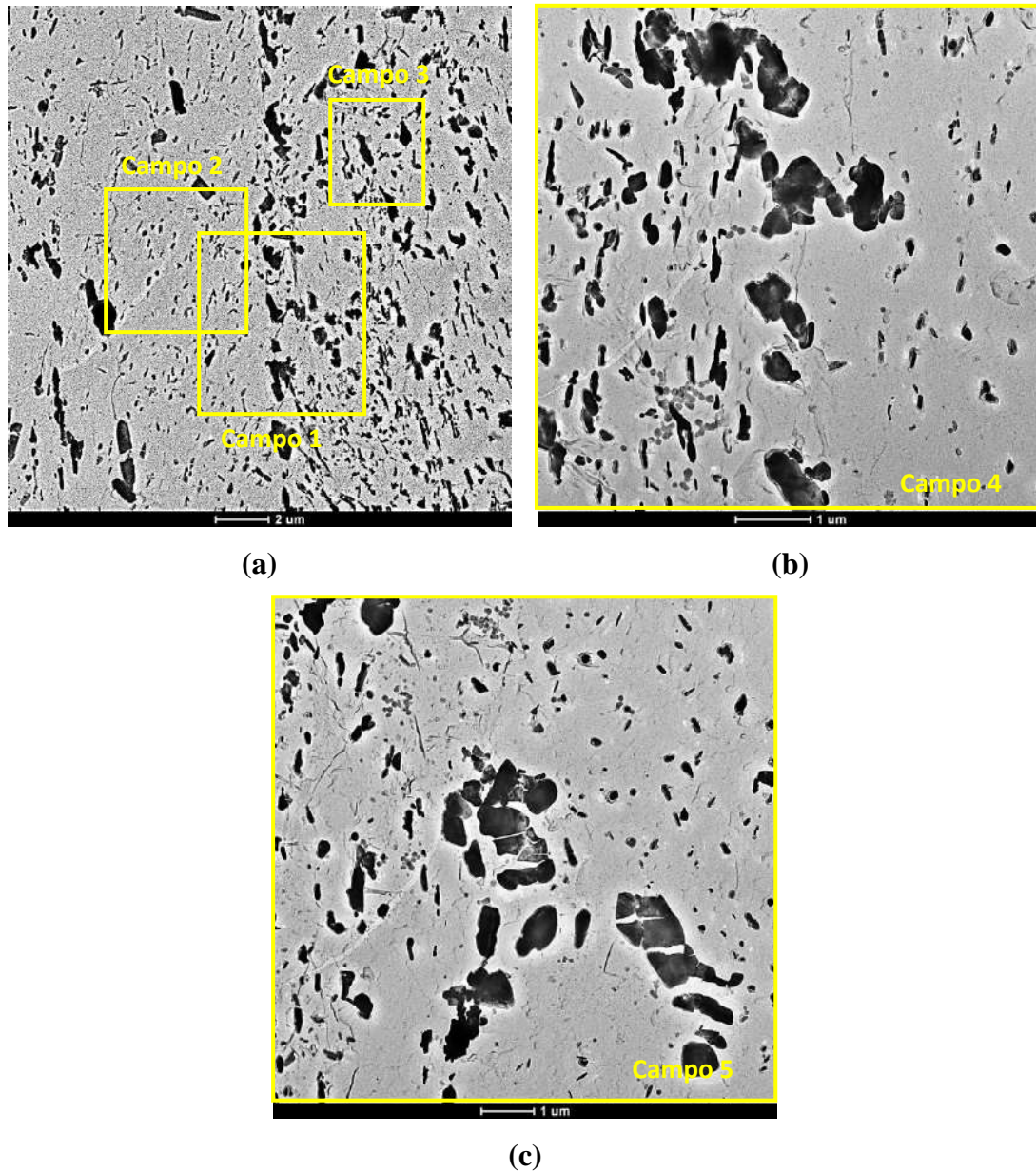


Figura 4.3.13 – Imagens de réplica da amostra envelhecida submetida à fluência 550°C e 137 MPa, contendo as cinco regiões analisadas: campos 1, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 2 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a) 2.550X, (b) 7.000X e (c) 5.000X.

4.3.7 – Condição de ensaio: $F_{550,127}$

As Figuras 4.3.14 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 550°C e tensão de 127 MPa.

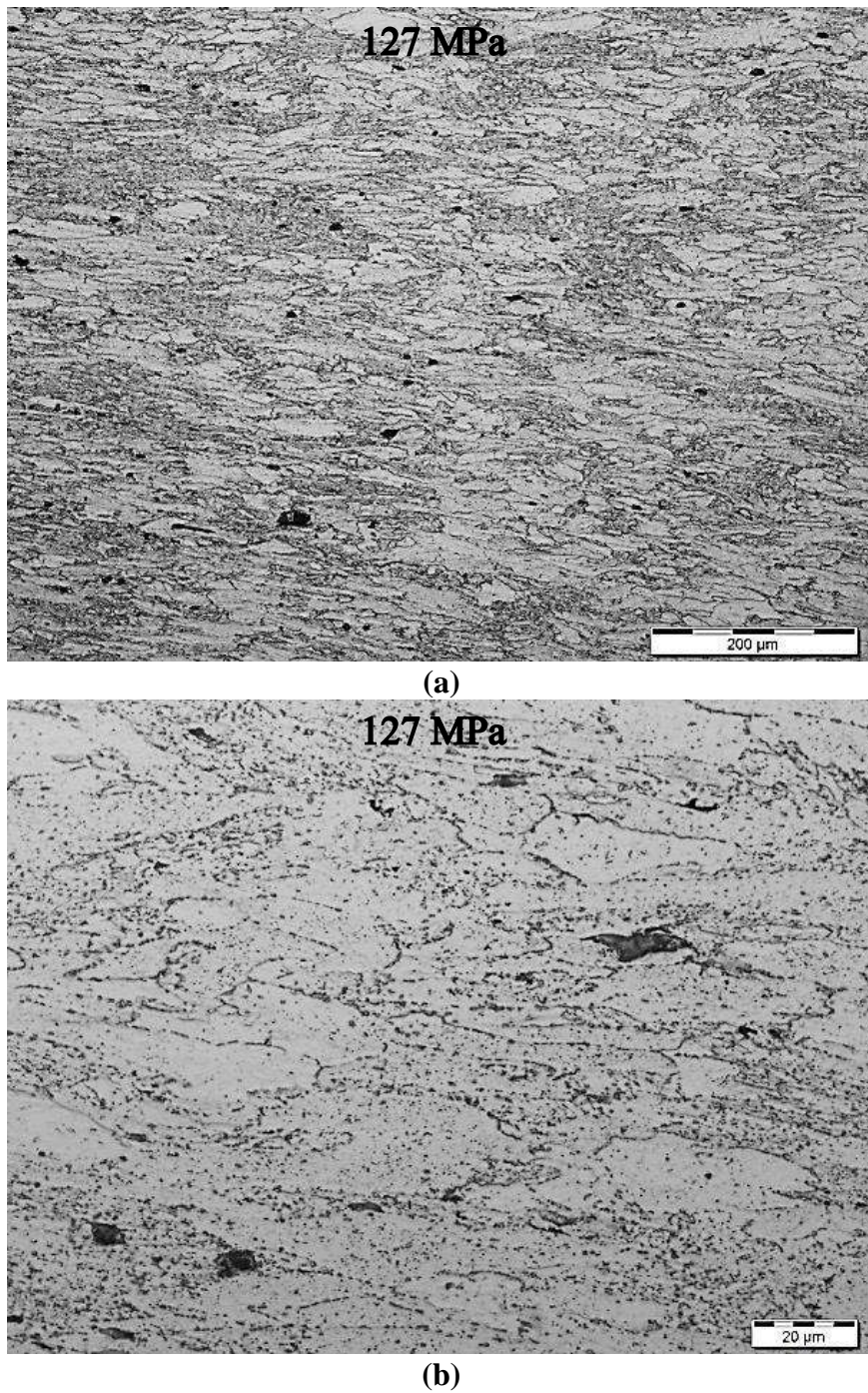


Figura 4.3.14 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas Figuras 4.3.15 (a), (b) e (c) encontram-se os campos analisados no MET, três em regiões de contorno de grão, um em região perlítica e um em região ferrítica. Os detalhes de cada campo e a atribuição de cores aos precipitados podem ser vistos no Anexo II.

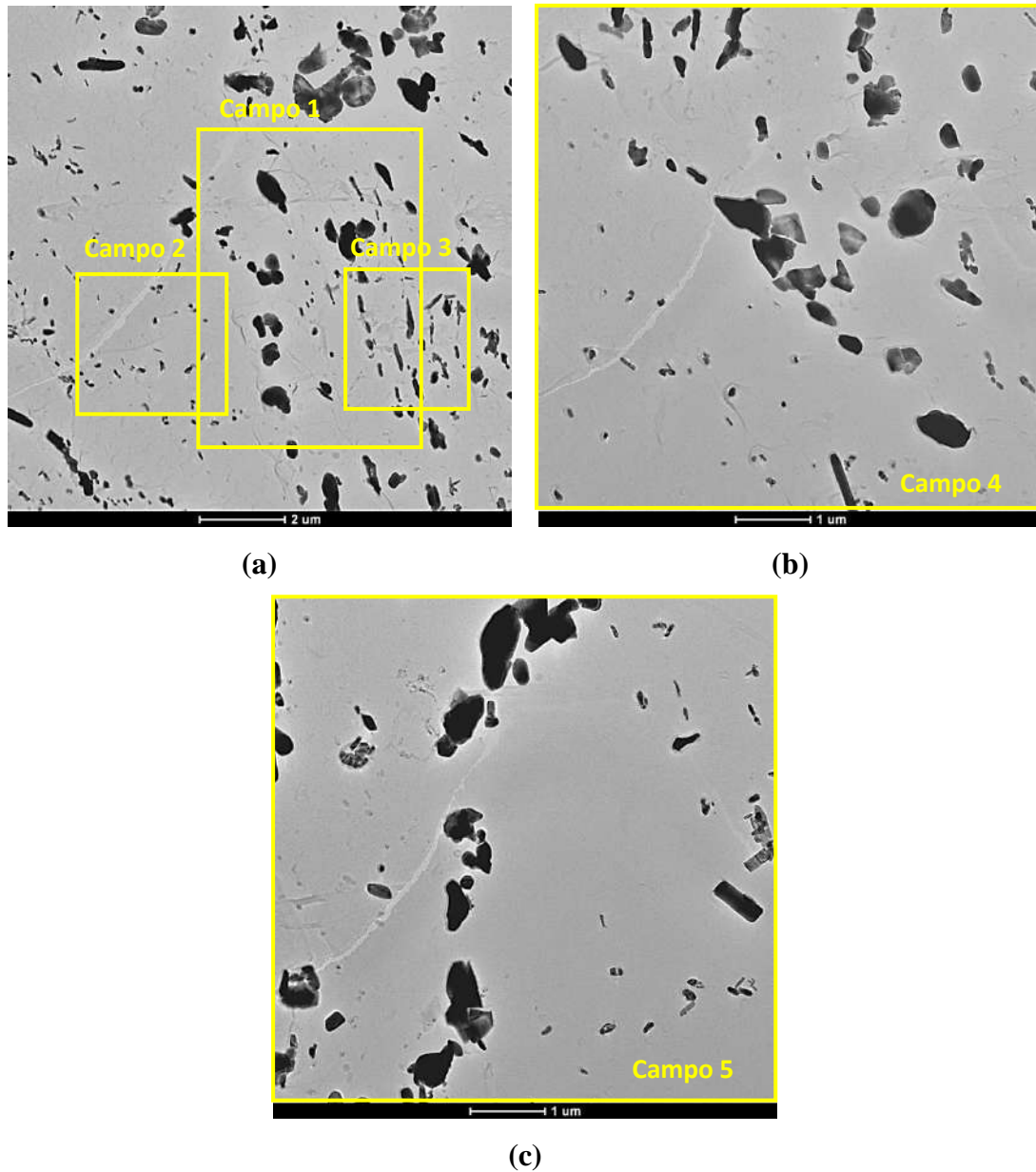


Figura 4.3.15 – Imagens de réplica da amostra envelhecida submetida à fluência 550°C e 127 MPa, contendo as cinco regiões analisadas: campos 1, 4 e 5 regiões de contorno de grão, campo 2 grão ferrítico e campo 3 grão perlítico. Aumento nominal de (a) 4.000X, (b) e (c) 7.000X.

4.3.8 – Condição de ensaio: $F_{550,117}$

As Figuras 4.3.16 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 550°C e tensão de 117 MPa.

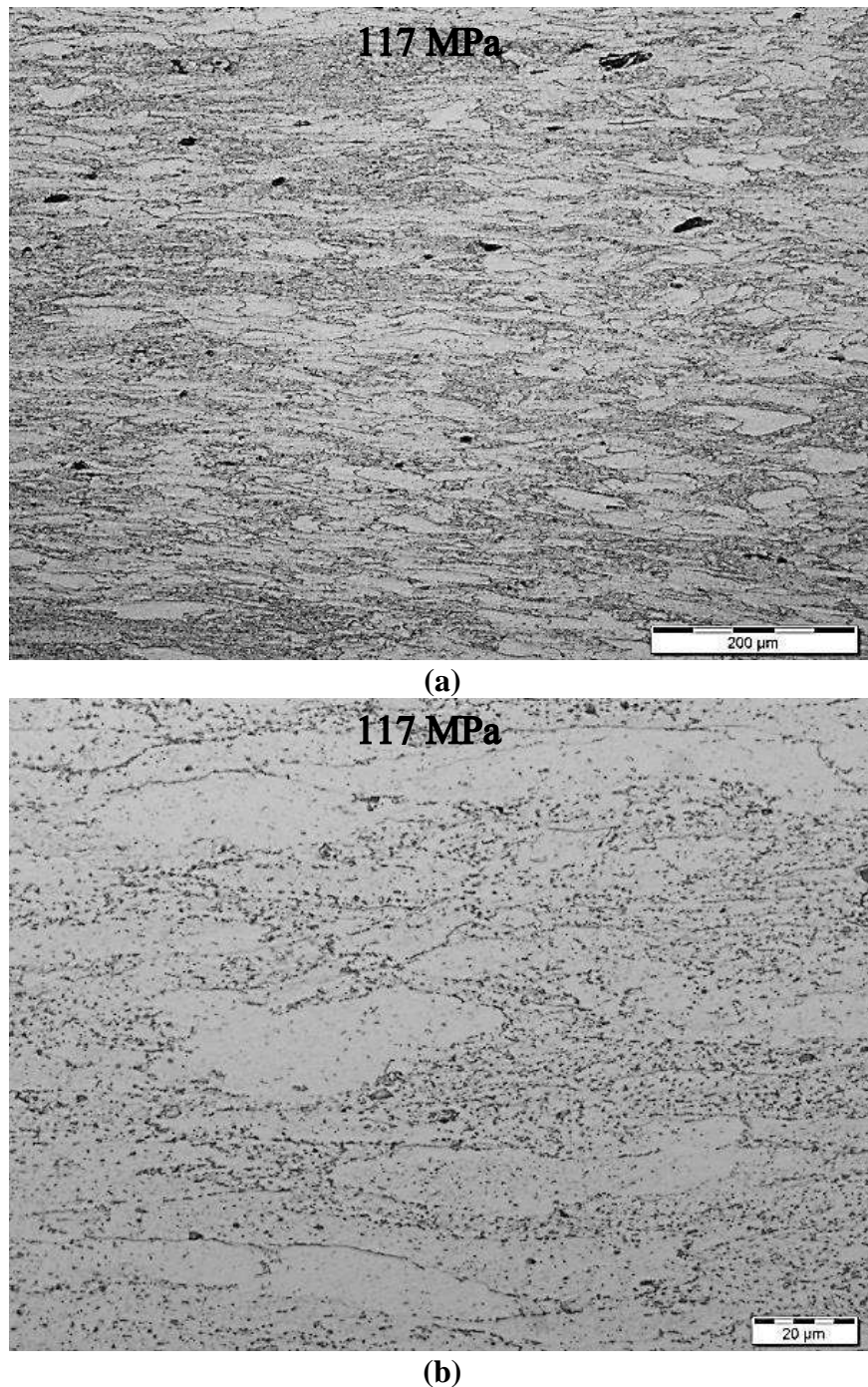


Figura 4.3.16– Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

4.3.9 – Condição de ensaio: $F_{550,108}$

As Figuras 4.3.17 (a) e (b) apresentam as imagens da microestrutura do aço envelhecido em serviço e submetido ao ensaio de fluência na temperatura de 550°C e tensão de 108 MPa.

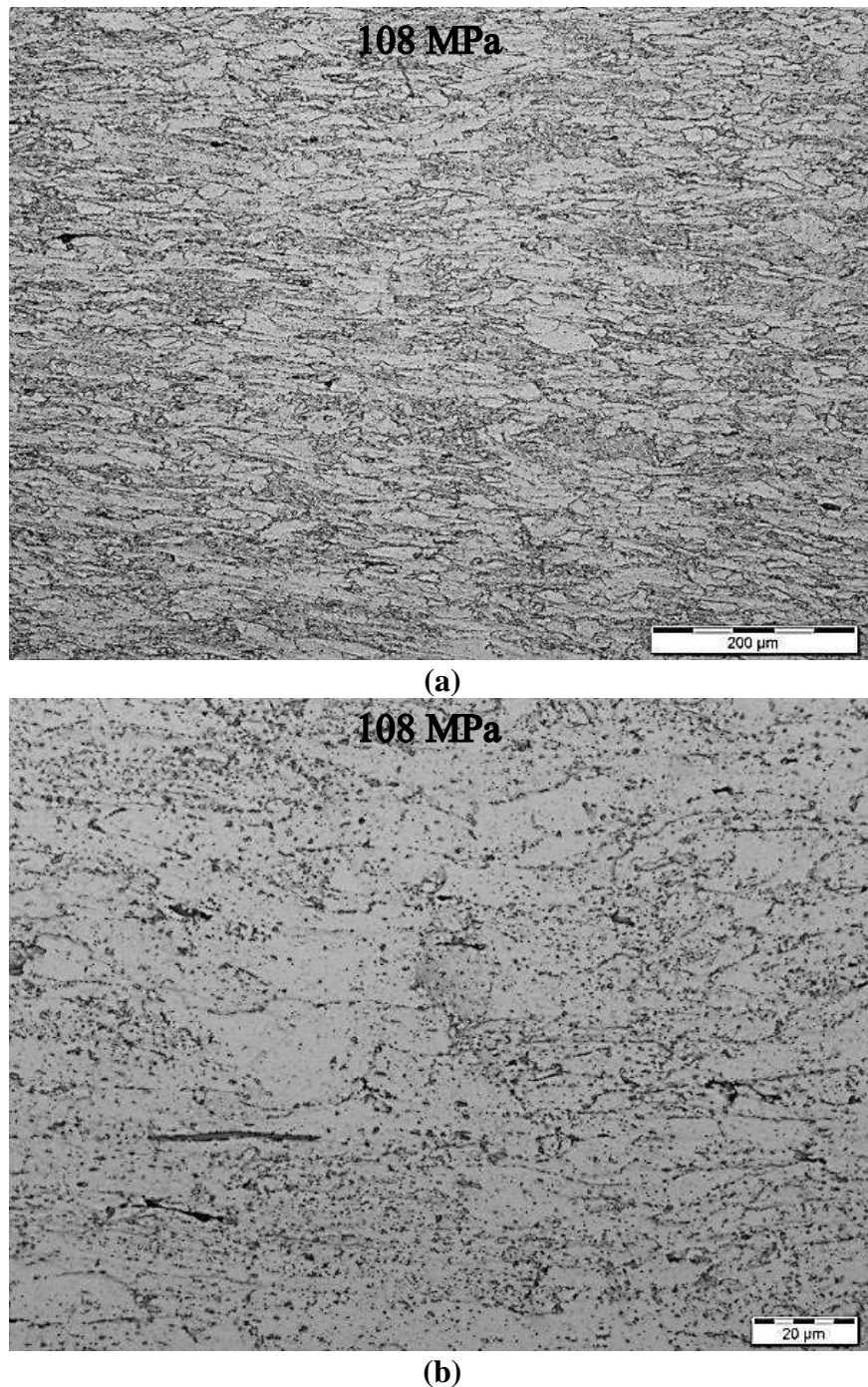
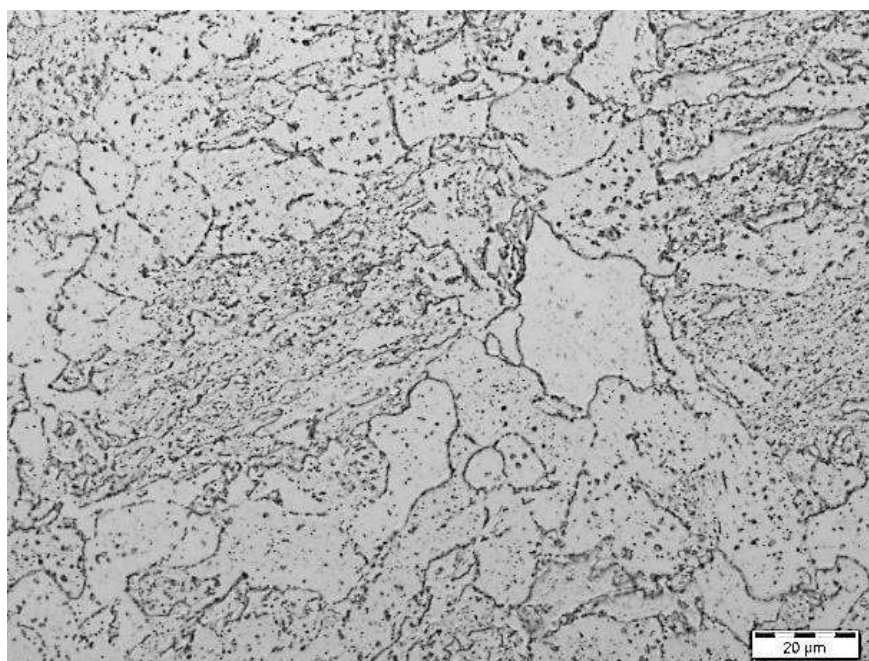


Figura 4.3.17 – Microscopia de Luz Visível, com aumento nominal de (a) 200X e (b) 1.000X.

Nas amostras submetidas aos ensaios de fluência há um alongamento dos grãos na direção preferencial da tensão aplicada durante o ensaio, particularmente nas amostras com elevado carregamento. Na amostra F_{500,137} nota-se maior dispersão das áreas previamente perlíticas, devido às condições em fluência a qual foi submetida que permitiu sua ruptura após 4877,66 horas. Também foram encontradas decoesões dos contornos de grão, caracterizadas como vazios de fluência.

Esta análise permite mostrar a influência da tensão na microestrutura de um material submetido a esse carregamento constante e à alta temperatura. O material envelhecido a 515°C por 280.000 horas e tensão média de 57 MPa chegou ao estágio D de degradação e com mais 4877,66 horas de ensaio de fluência a 137MPa chegou-se ao estágio E de TOFT e MARSDEN [24] (Figura 4.3.18), indicando que há uma aceleração na degradação da microestrutura do aço estudado, não somente, com o aumento de temperatura, mas também com o acréscimo da tensão. Ambos perceptivelmente dependentes do tempo de exposição, pois o mesmo fenômeno não é observado marcadamente nos ensaios de 550°C.

Nas imagens de MET foram observadas diferenças mostrando alguns campos com maior poluição que outros, podendo ser atribuídas à qualidade da réplica produzida. Essa diferença também pode ser associada ao campo escolhido.



(a)



(b)

Figura 4.3.18 – Comparação entre a microestrutura **(a)** do aço envelhecido em serviço e **(b)** do aço envelhecido em serviço submetido à fluência (500°C e 137 MPa) por 4877,66 horas. Indicando a evolução da degradação do estágio D **(a)** para o E **(b)**, de acordo com o critério estabelecido por TOFT e MARSDEN [24]. Aumento nominal de 1000X.

A partir do uso da técnica de EDS, por microscópio eletrônico de transmissão, foi possível identificar os carbonetos presentes pelos elementos presentes, obter seus

espectros característicos (Figuras 4.3.19, 4.3.20, 4.3.21, 4.3.22) e correlacioná-los com a literatura [20, 21]. Estes foram utilizados para o procedimento de identificação dos carbonetos na caracterização de sua distribuição apresentada no anexo II.

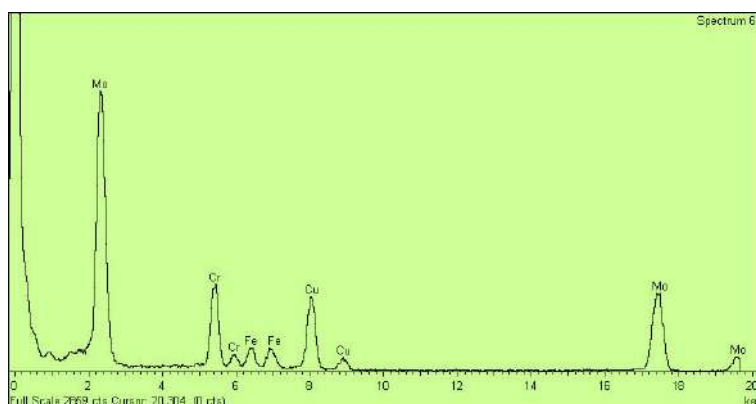


Figura 4.3.19 – Espectro EDS característico do M_2C , identificado pela cor verde, obtido por MET em réplicas de extração.

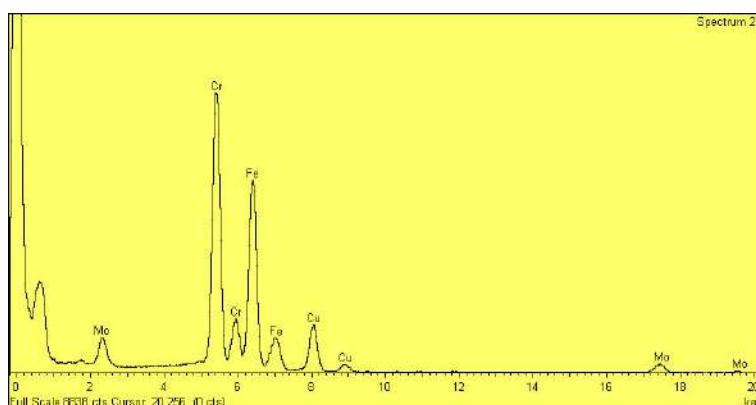


Figura 4.3.20 – Espectro EDS característico do M_7C_3 , identificado pela cor amarela, obtido por MET em réplicas de extração.

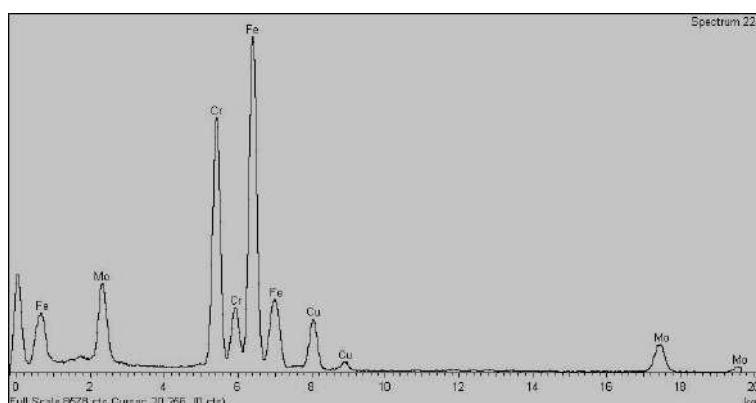


Figura 4.3.21 – Espectro EDS característico do $M_{23}C_6$, identificado pela cor preta, obtido por MET em réplicas de extração.

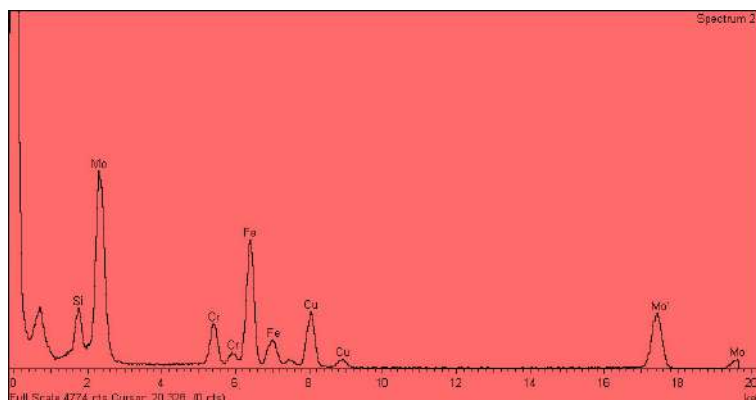


Figura 4.3.22– Espectro EDS característico do M_6C , identificado pela cor vermelha, obtido por MET em réplicas de extração.

As Tabelas 4.3.1, 4.3.2 e 4.3.3 mostram a distribuição dos carbonetos na amostra envelhecida em serviço e nas amostras envelhecidas em serviço e submetidas a ensaios de fluência nas temperaturas 500 e 550°C, respectivamente. A contagem foi realizada através da técnica de segmentação das imagens, na qual após a identificação dos carbonetos atribuiu-se uma cor para cada pelo *Adobe Photoshop*® (M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho) e então calculou-se a área relativa de cada cor presente no *ImagePro*®. Todas as imagens segmentadas estão dispostas no Anexo II deste trabalho.

A amostragem utilizada para o cálculo da fração volumétrica relativa dos precipitados presentes na amostra apresenta restrição quanto à representatividade estatística. Foi analisada uma amostra submetida a cada condição de fluência em cinco campos, comprometendo de certa forma a interpretação quantitativa das análises. Assim, a interpretação dos resultados e as conclusões obtidas devem ser tomadas relativamente entre as amostras de forma qualitativa.

Tabela 4.3.1: Fração volumétrica relativa de carbonetos obtidos a partir da amostra envelhecida em serviço. * Área previamente perlítica.

Amostras	Precipitado	Contorno	Ferrita	Perlita *
Envelhecida em serviço	M_2C	5,31%	89,30%	6,04%
	M_7C_3	75,90%	9,77%	56,71%
	$M_{23}C_6$	0,00%	0,00%	0,00%
	M_6C	18,80%	0,93%	37,26%

Tabela 4.3.2: Percentuais de carbonetos obtidos a partir das amostras submetidas a ensaios de fluência a 500°C. * Área previamente perlítica.

Amostras	Precipitado	Contorno	Ferrita	Perlita *
F_{500,177}	M ₂ C	0,18%	62,02%	0,00%
	M ₇ C ₃	4,22%	0,00%	0,00%
	M ₂₃ C ₆	66,13%	33,56%	64,83%
	M₆C	29,47%	4,42%	35,17%
F_{500,157}	M ₂ C	0,44%	77,03%	0,28%
	M ₇ C ₃	44,15%	22,07%	3,78%
	M ₂₃ C ₆	24,01%	0,00%	43,16%
	M₆C	31,40%	0,00%	52,78%
F_{500,137}	M ₂ C	0,00%	60,72%	0,00%
	M ₇ C ₃	37,84%	15,27%	58,33%
	M ₂₃ C ₆	14,96%	16,65%	0,00%
	M₆C	47,20%	7,36%	41,67%

Tabela 4.3.3: Percentuais de carbonetos obtidos a partir das amostras submetidas a ensaios de fluência a 550°C. * Área previamente perlítica.

Amostras	Precipitado	Contorno	Ferrita	Perlita *
F_{550,157}	M ₂ C	0,00%	94,22%	0,00%
	M ₇ C ₃	63,86%	0,00%	54,26%
	M ₂₃ C ₆	3,96%	0,00%	0,00%
	M₆C	32,18%	5,78%	45,74%
F_{550,137}	M ₂ C	0,38%	82,75%	4,89%
	M ₇ C ₃	62,39%	4,87%	47,74%
	M ₂₃ C ₆	1,12%	0,00%	0,00%
	M₆C	36,10%	12,38%	47,37%
F_{550,127}	M ₂ C	0,48%	98,58%	1,25%
	M ₇ C ₃	44,13%	1,42%	58,34%
	M ₂₃ C ₆	6,24%	0,00%	0,00%
	M₆C	49,16%	0,00%	40,40%

Foi observado que o material envelhecido em serviço não apresentou M_3C e possuiu grande precipitação dos carbonetos M_7C_3 e M_6C , o que corrobora com as evoluções microestruturais apresentadas na literatura para um aço Cr-Mo envelhecido [24-33] os quais provaram que a longa exposição do aço 2,25Cr-1Mo a altas temperaturas e tensão promovem a solubilização de precipitados pré-existentes e surgimento de outros mais estáveis nas condições impostas, e também está de acordo com o estágio de degradação D, identificado por microscopia de luz visível e MEV. As precipitações encontradas nas amostras envelhecidas em serviço e submetidas a ensaios acelerados de fluência dispuseram de resultados semelhantes.

Constatou-se também o predomínio de carbonetos finos e aciculares do tipo Mo_2C nos grãos ferríticos devido à alta solubilidade inicial de Mo na ferrita, em alguns dos campos chegando a valores próximos a 100%. Sua presença nos contornos de grãos não se mostrou significativa devido às suas dimensões e chegando ao máximo de 5,31% (amostra envelhecida em serviço) de área precipitada.

Nas Figuras 4.3.23 e 4.3.24 estão apresentados os gráficos de tendência nos quais mostram as relações entre os carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ com o M_6C , nos contornos de grão e nas regiões previamente perlíticas partindo do material envelhecido e seguindo em sequência ensaios realizados a 500°C, e nas Figuras 4.3.25 e 4.3.26 os ensaios realizados a 550°C.

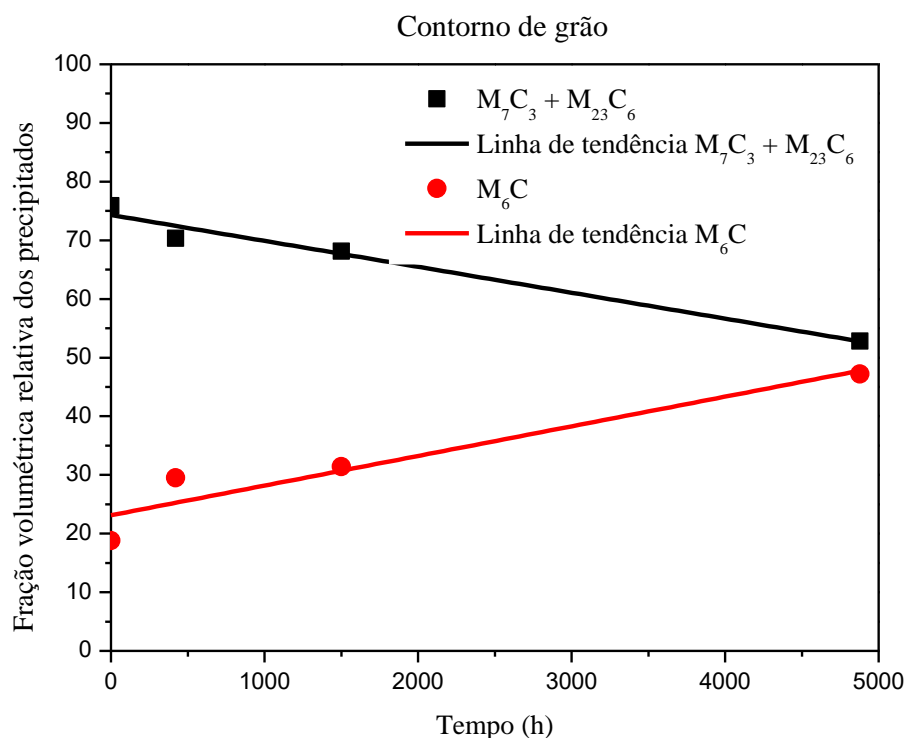


Figura 4.3.23 – Gráfico de tendência de surgimento do precipitado M_6C em decorrência da solubilização dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos, das amostras submetidas a ensaios de fluência a $500^\circ C$.

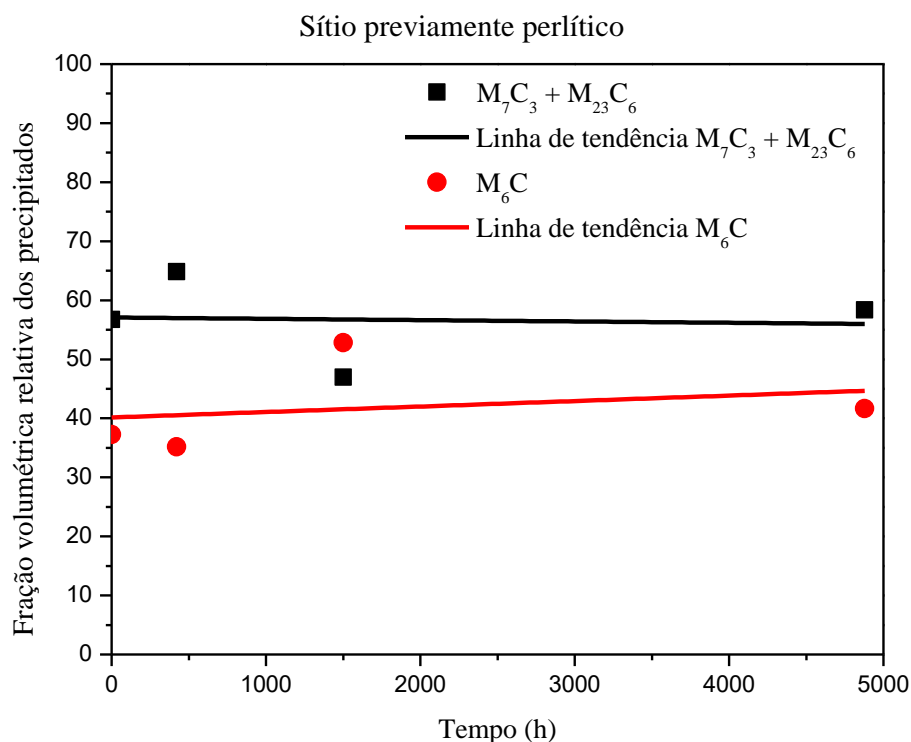


Figura 4.3.24 – Gráfico de tendência de surgimento do precipitado M_6C em decorrência da solubilização dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ em sítio previamente perlítico, das amostras submetidas a ensaios de fluência a $500^\circ C$.

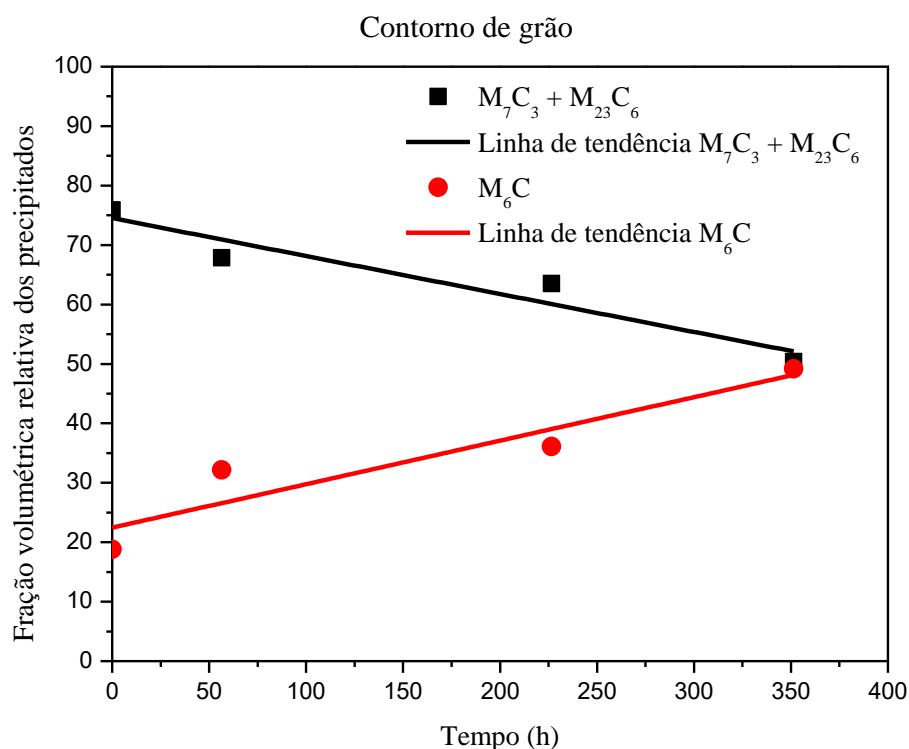


Figura 4.3.25 – Gráfico de tendência de surgimento do precipitado M_6C em decorrência da solubilização dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos das amostras submetidas a ensaios de fluência a $550^\circ C$.

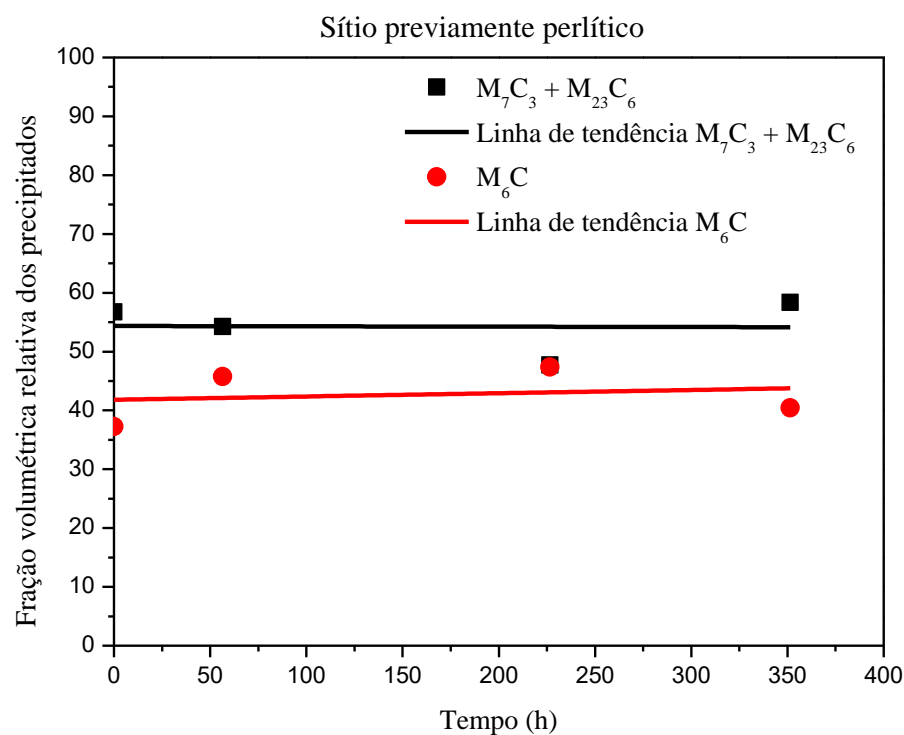


Figura 4.3.26 – Gráfico de tendência de surgimento do precipitado M_6C em decorrência da solubilização dos carbonetos M_7C_3 e $M_{23}C_6$ em sítio previamente perlítico, das amostras submetidas a ensaios de fluência a $550^\circ C$.

Nota-se que a tendência de precipitação obtida a partir do material envelhecido em serviço seguido das amostras submetidas aos ensaios de fluência é a esperada, na qual, nas regiões de contorno têm decréscimo acentuado de M_7C_3 e $M_{23}C_6$ com o aumento de M_6C . Sendo os contornos de grão as regiões as quais o fenômeno de fluência age de forma mais severa, torna-se de extrema relevância o acompanhamento da precipitação nestes sítios.

Como foi destacado anteriormente, as amostras $F_{550,117}$ e $F_{550,108}$ tiveram amostras de réplica preparadas para observação no MET, porém devido à inoperância do equipamento as mesmas não puderam ter seus carbonetos identificados e analisados. Apesar disso, a ausência destas amostras não prejudicou a interpretação da tendência, já que estas se mostraram coerentes com o que a literatura [22,33] indicou.

Nos campos escolhidos dentro de grãos previamente perlíticos não houve alteração significativa quanto ao surgimento de M_6C em detrimento de M_7C_3 , $M_{23}C_6$, pois a tendência de evolução nesses sítios é mais lenta que nos contornos onde difusão dos elementos de liga ocorre à velocidade maior. Mas é possível constatar que não há lamelas e cementita nesses grãos.

A intensa presença dos carbonetos M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e M_6C , este último considerado como uma fase deletéria para essa classe de aço, poderia ser um indicativo de que o material está chegando ao fim de sua vida de operação quando em regime de fluência. Isto mostra a importância da caracterização dos precipitados, de um componente que opera em alta temperatura, na avaliação de integridade do componente inspecionado.

4.4 - Análise de previsão de vida remanescente a partir de métodos de extrapolação de dados de fluência

Como mencionado na seção 2.2.3, a utilização de técnicas paramétricas de extrapolação é de grande importância para prever a vida em serviço de componentes que trabalham sob condições de fluência, ou seja, submetidos a altas temperaturas e tensão. A partir de ensaios acelerados, onde se aplicam tensões ou temperaturas mais

altas que as de operação, procura-se obter por extrapolação, uma estimativa do tempo de vida do material para as condições reais de operação.

Com base nisso, foi realizada uma avaliação crítica dos métodos paramétricos de Larson-Miller, Manson-Haferd e Penny utilizando os resultados alcançados nos ensaios de fluência para o aço 2,25Cr-1Mo novo [7] e o envelhecido em serviço. Nas Figuras 4.4.1, 4.4.2 e 4.4.3 (a) e (b) estão dispostas as curvas: $\log \sigma$ versus Parâmetro de Larson-Miller; $\log \sigma$ versus Parâmetro de Manson-Haferd; e σ_0 versus t_f , obtidas a partir do método de Penny, respectivamente.

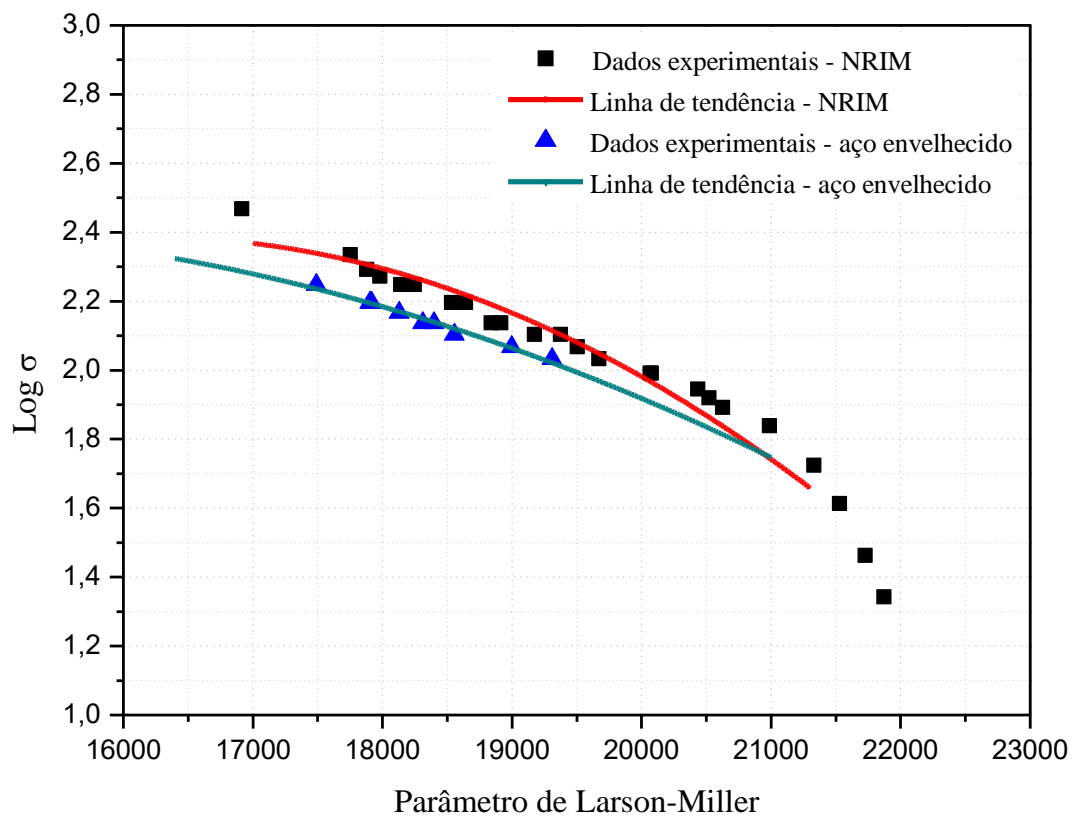


Figura 4.4.1 – Curvas mestres do Parâmetro de Larson-Miller construídas a partir dos dados experimentais do NRIM [7] e dos dados experimentais obtidos pelos ensaios realizados no aço envelhecido.

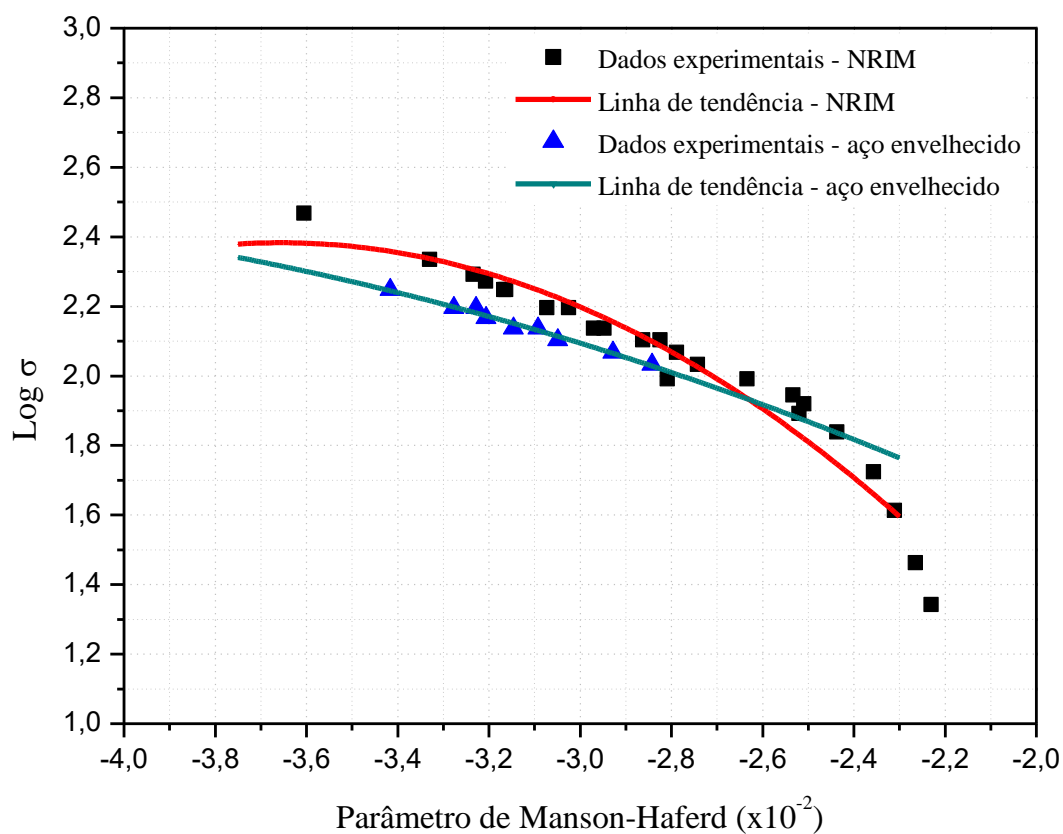


Figura 4.4.2 – Curvas mestres do Parâmetro de Manson-Haferd construídas a partir dos dados experimentais do NRIM [7] e dos dados experimentais obtidos pelos ensaios realizados no aço envelhecido.

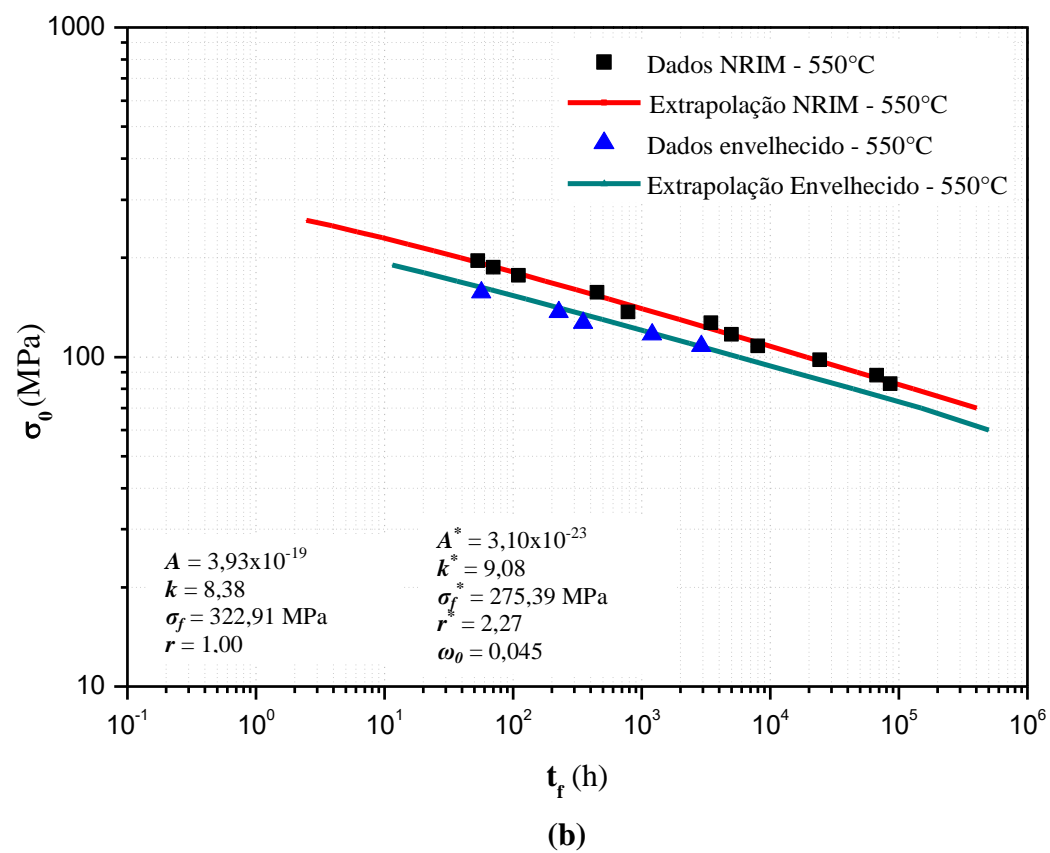
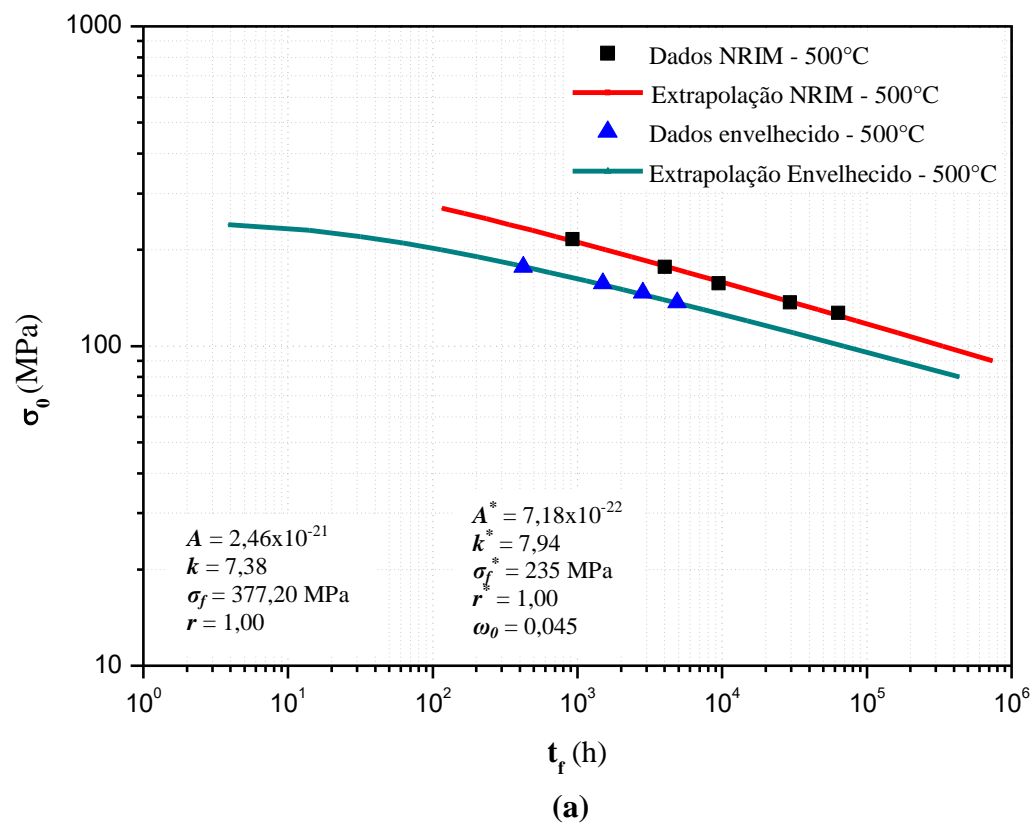


Figura 4.4.3 – Curvas σ_0 versus t_f elaboradas pelo método de Penny a (a) 500°C e (b) 550°C.

A construção das curvas paramétricas de extrapolação para cada método mostrou como era esperado, menor resistência à fluência do material envelhecido quando comparado ao novo, o que de fato foi observado para tempos de ruptura obtidos nos ensaios experimentais. Este comportamento do aço envelhecido somente pode ser assegurado na faixa onde estão presentes os ensaios de fluência realizados em laboratório e para extrapolações não muito distantes dos resultados obtidos. Esta tendência pode ser observada na Figura 4.4.2, por exemplo, para tensões menores e tempos muito longos, a curva mestre do aço envelhecido tende a superar a curva para o aço novo no método de Manson-Haferd. Sabe-se que fisicamente é impossível um material mais degradado ter vida maior que outro menos degradado. Isto é decorrente da necessidade imperiosa de realização de ensaios de fluência de curta duração em um ambiente de inspeção. ROZA [43] mostrou a influência dos tempos de ruptura muito longos (acima de 25.000 horas) nas curvas de previsão de vida a partir do método de Penny ao plotar as curvas retirando gradativamente os valores de tempo de ruptura muito altos (Figura 4.4.4). Provou-se que o comportamento da curva é alterado de forma significativa quanto menor é o tempo de ruptura disponível.

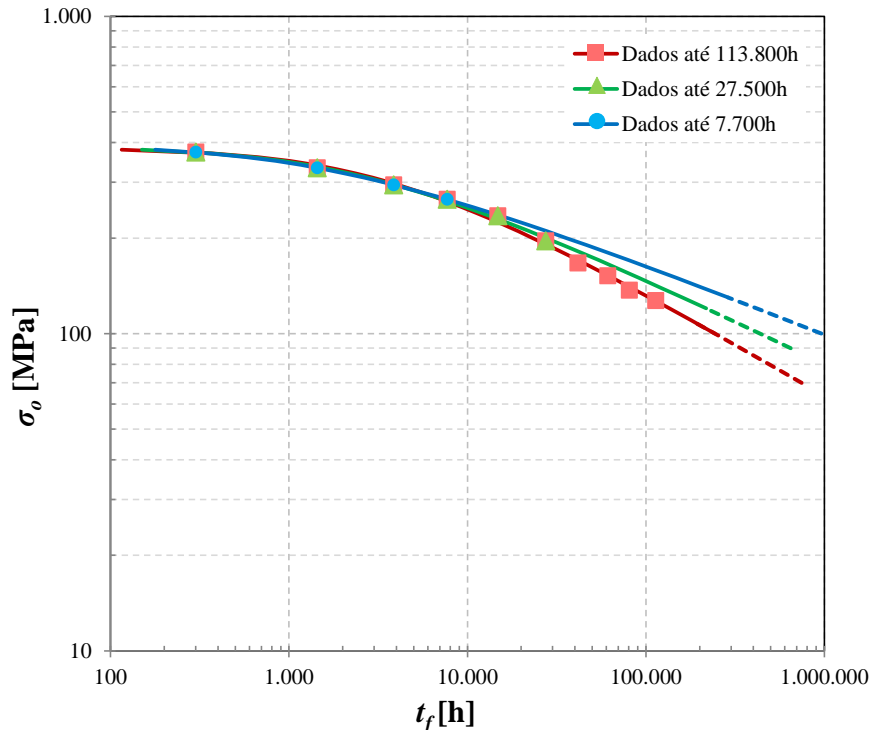


Figura 4.4.4 – Influência do tempo de ruptura no comportamento da curva de previsão de vida remanescente através do método de Penny. Extraído de [43].

Na Tabela 4.4.1 estão apresentados os valores de tempo de vida remanescente calculados, a partir dos métodos de Larson-Miller e Manson-Haferd, para a tensão equivalente em que o aço esteve submetido durante os 32 anos de operação, 57 MPa calculada com base apenas na pressão interna de operação, e na temperatura de trabalho, 515°C. As equações utilizadas foram a (2.6) para Larson-Miller, a (2.7) para Manson-Haferd. Além disto, também estão presentes as previsões para as tensões 63, 68 e 75 MPa, que são equivalentes a tensão de trabalho superada em 10, 20 e 30%, consecutivamente.

Tabela 4.4.1 – Comparação entre a previsão de vida útil considerando as propriedades do aço novo [7] e a vida residual prevista com as propriedades do envelhecido em serviço, temperatura de 515°C.

Previsão de vida (h)			
Condição do aço	Tensão (MPa)	Larson-Miller	Manson-Haferd
Envelhecido em serviço	57	$3,88 \times 10^6$	$5,40 \times 10^6$
	63	$1,98 \times 10^6$	$2,61 \times 10^6$
	68	$1,05 \times 10^6$	$1,37 \times 10^6$
	75	$5,22 \times 10^5$	$6,29 \times 10^5$
Novo [7]	57	$3,81 \times 10^6$	$1,18 \times 10^6$
	63	$2,39 \times 10^6$	$8,09 \times 10^5$
	68	$1,55 \times 10^6$	$5,63 \times 10^5$
	75	$9,57 \times 10^5$	$3,80 \times 10^5$

Observa-se que a extrapolação para o aço envelhecido não se mostrou satisfatória para a tensão de trabalho (57 MPa) no método de Larson-Miller, pois a previsão para o aço envelhecido apresentou-se superior à do aço novo [7]. Nesta faixa já não há precisão quanto à tendência aplicada devido à ausência de dados de fluência que possuam longa duração, como explicado acima.

Já o método de Manson-Haferd se mostrou mais sensível à falta de dados mais longos, pois a tendência da curva do material envelhecido supera a do novo a tensões maiores que o observado no método de Larson-Miller.

Em relação aos dados obtidos para o material novo, em comparação aos métodos, é notório que o método de Manson-Haferd é mais conservador que o de Larson-Miller.

Para analisar de forma mais precisa o método de Larson-Miller foi somado ao valor da previsão do material envelhecido seu tempo de serviço, 280.000 horas, De modo a verificar se estes valores convergem para as extrapolações obtidas para o aço novo [7]. Estes valores estão apresentados na Tabela 4.4.2.

Tabela 4.4.2 – Comparação de convergência entre os dados de previsão de vida obtidos a partir das propriedades do aço envelhecido em serviço e a previsão inicial obtida a partir dos dados de fluência do aço novo [7], temperatura de 515°C, método de Larson-Miller.

Previsão de vida (h)		
Condição	Tensão (MPa)	Larson-Miller
Previsão de vida remanescente com aço envelhecido em serviço + 280.000 horas	63	$2,26 \times 10^6$
	68	$1,33 \times 10^6$
	75	$8,03 \times 10^5$
Previsão de vida útil para o aço novo [7]	63	$2,39 \times 10^6$
	68	$1,55 \times 10^6$
	75	$9,57 \times 10^5$

Foi verificado que a previsão de vida obtida a partir do aço envelhecido em serviço possui diferença da previsão do aço novo entre 130 e 220 mil horas a menos. Entretanto esta diferença indica que ao realizar extrapolação de vida remanescente a partir de dados de ensaios de fluência de curta duração ainda permite uma análise razoável dos resultados. Essa diferença certamente seria menor se fosse possível agregar ensaios de maior duração.

Assim, estes valores de previsão calculados a partir do aço envelhecido por serem coerentes com os obtidos para o material novo apontam uma maior confiabilidade do método. Deve ser observado que em uma rotina de inspeção não há tempo hábil para a realização de ensaios longos da ordem de 2×10^4 horas, sendo então necessária a previsão a partir de ensaios mais curtos.

Para aprimorar a análise crítica quanto ao método de Larson-Miller, foi realizada a comparação entre a extrapolação a partir do aço envelhecido e a curva mestre disponível na literatura [49] para o aço ASTM A335 P22 novo, comumente utilizada em inspeção de equipamentos na indústria do petróleo. As curvas estão traçadas na Figura 4.4.5.

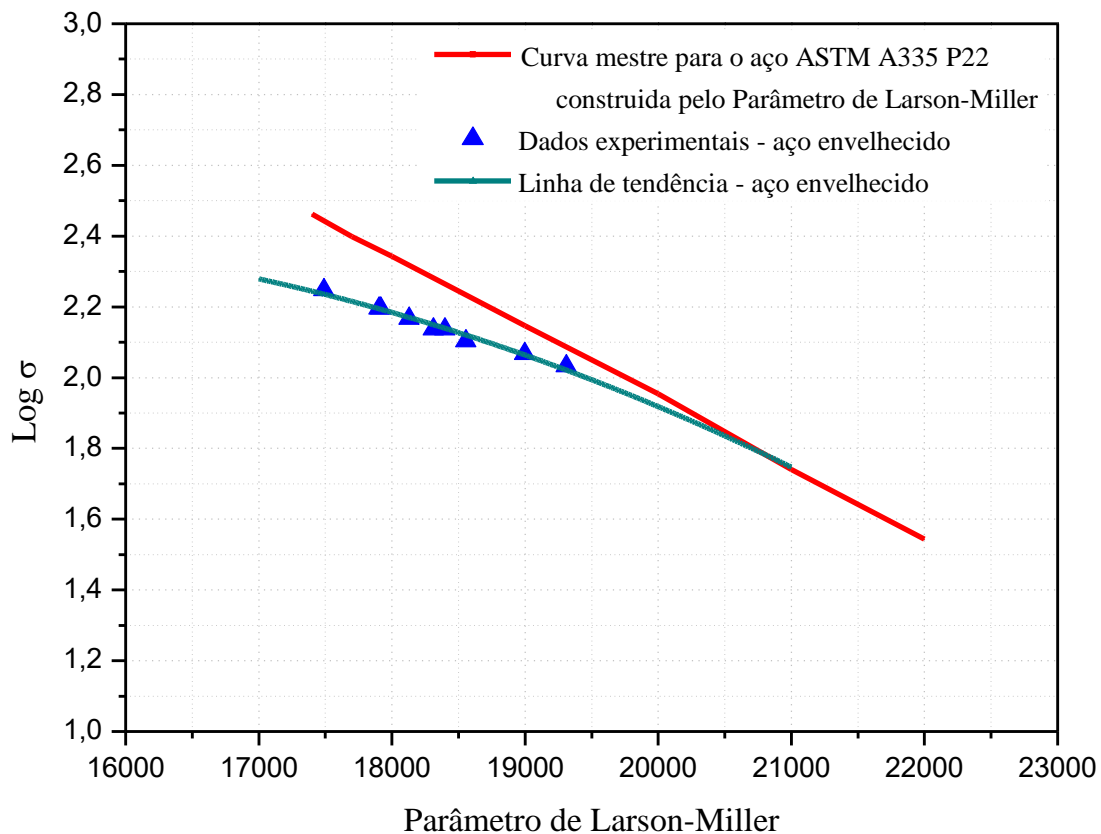


Figura 4.4.5 - Curvas mestres do Parâmetro de Larson-Miller construídas a partir dos dados da literatura para o aço ASTM A335 P22 [49] e dos dados experimentais obtidos pelos ensaios realizados no aço envelhecido.

Inicialmente observa-se o deslocamento para a esquerda da curva do material envelhecido, como visto anteriormente na Figura 4.4.1 quando comparado ao banco de dados do NRIM [7]. Porém quando o material envelhecido foi submetido a condições de fluência a tensões mais baixas notou-se a tendência de aproximação à curva mestre. Os valores de previsão calculados a partir da curva mestre para o aço ASTM A335 P22 novo estão apresentados na Tabela 4.4.3, juntamente com os obtidos para o aço envelhecido e somados às 280.000 horas de serviço.

Tabela 4.4.3 – Comparação de convergência entre os dados de previsão de vida obtidos a partir das propriedades do aço envelhecido em serviço e a previsão inicial calculada a partir dos dados de fluência do aço novo ASTM A335 P22 [49], temperatura de 515°C, método de Larson-Miller.

Previsão de vida (h)		
Condição	Tensão (MPa)	Larson-Miller
Previsão de vida remanescente com aço envelhecido em serviço + 280.000 horas	57	4,16x10 ⁶
	63	2,26x10 ⁶
	68	1,33x10 ⁶
	75	8,03x10 ⁵
Novo [49]	57	3,33x10 ⁶
	63	2,15x10 ⁶
	68	1,20x10 ⁶
	75	4,99x10 ⁵

A partir dos dados da Tabela 4.4.3 foi possível concluir que a precisão do método novamente se perde quando a extrapolação é realizada para valores de tensões mais baixos que os ensaiados, dado que houve a tendência da superação da extrapolação realizada a partir do material envelhecido quando comparado com o mesmo na condição de novo [49].

Esta curva mestre do aço ASTM A335 P22 [49] pode ser entendida como conservadora quando comparada à obtida a partir do banco de dados do NRIM [7], pois ambas tratam do aço 2,25Cr-1Mo. Logo pode ser considerada uma faixa segura quando deseja-se prever o tempo de vida útil que o aço terá quando colocado em condições de alta temperatura e sujeito à tensão.

Ao analisar o método de Penny, verifica-se que há uma grande limitação quanto à disponibilidade de um banco de dados com ensaios realizados na temperatura de operação do componente. Este método não permite a construção de uma curva mestre na qual é possível obter a previsão de vida para qualquer temperatura e tensão de trabalho. Suas curvas são isotérmicas e seus cálculos possuem constantes do material que são alterados de acordo com a temperatura de ensaio. As previsões calculadas foram

a partir do banco de dados disponível [7] e dos ensaios realizados, a temperatura de 500 e 550°C estão apresentadas na Tabela 4.4.4.

Tabela 4.4.4 – Previsão de vida remanescente obtida a partir do método de Penny, tensão de 57 MPa.

Temperatura (°C)	Condição	Previsão de vida (h)
500	Novo [7]	$2,22 \times 10^7$
	Envelhecido	$9,61 \times 10^6$
550	Novo [7]	$1,13 \times 10^6$
	Envelhecido	$3,94 \times 10^6$

Utilizando a tensão de trabalho do aço envelhecido em serviço verificou-se que a previsão na temperatura de 550°C o material envelhecido possuiria vida superior ao material novo. É sabido que outra grande limitação do método é a extrema dependência de dados de tempos de ruptura por fluência extremamente longos, para previsões mais precisas.

Nos dados obtidos para a temperatura de 500°C encontra-se uma certa coerência quanto a perda de resistência à fluência do material porém seu valor de previsão não se aproxima da previsão para o aço novo, sendo este superestimado.

5. CONCLUSÕES

O desenvolvimento deste trabalho teve como propósito, a partir de um aço ferrítico 2,25Cr-1Mo envelhecido por 280.000 horas em condição controlada e sem falhas, avaliar a previsibilidade dos métodos de extrapolação de vida remanescente de forma a verificar se os dados obtidos pelo material envelhecido e o novo convergem. Após a finalização dos ensaios e análises propostos foi possível chegar as seguintes conclusões:

- A construção das curvas paramétricas de extrapolação para cada um dos três métodos escolhidos mostrou menor resistência à fluência do material envelhecido quando comparado ao novo, na faixa correspondente aos ensaios realizados e corroborado pelos tempos de ruptura e taxa mínima de fluência obtidos.

- Para tempos mais longos ou tensões mais baixas essa caracterização de dados de fluência não tem a mesma confiabilidade que acima de 100MPa, por conta da extrapolação que leva as curvas do material novo e do envelhecido em serviço a se aproximarem.

- A análise de previsão de vida em fluência realizada a partir do aço envelhecido e submetido à fluência se mostrou mais coerente quando comparado ao aço novo [7, 49] a partir do método de Larson-Miller. Deve ser firmemente destacado que quanto maior a duração dos ensaios de fluência realizados no material envelhecido mais acurada será a previsibilidade do método. Entretanto essa orientação não é factível em um ambiente de inspeção.

O método de Manson-Haferd se mostrou extremamente conservador na extrapolação.

O método de Penny se mostrou limitado, pois além da dependência com os dados de longa duração, somente é possível prever a vida remanescente do material caso haja um banco de dados disponível com ensaios realizados na mesma temperatura de operação.

- O aço estudado não apresentou carbonetos Fe_3C , mostrando intensa precipitação de carbonetos M_2C na ferrita e M_7C_3 , M_{23}C_6 e M_6C nas regiões previamente perlíticas e nos contornos de grão, caracterizando um avançado estágio de degradação que foi classificado como D, pelo critério de TOFT e MARSDEN [24].

- As amostras submetidas à fluência indicaram que quanto maior o tempo de teste observa-se o decréscimo de M_7C_3 e M_{23}C_6 enquanto eleva-se a fração volumétrica M_6C , tanto nos grãos previamente perlíticos quanto nos contornos de grão.

- A tensão a qual o aço é submetido influencia de maneira marcante a evolução de sua microestrutura, uma vez que se observou um avanço para o estágio E de degradação após exposição em fluência sob condições mais severas de tensão que a de operação, caracterizando uma condição de final da vida útil do componente.

- Em análise conjunta sobre as previsões de vida remanescente obtidas e a evolução microestrutural, ficou evidente que ao extrapolar o tempo de ruptura para o material novo, o mesmo apresentará durante a vida em serviço mudanças microestruturais de extrema relevância para o comportamento do aço em fluência. Com isso, inspeções periódicas mostram-se necessárias em paralelo para acompanhar o crescimento da fração volumétrica de M_6C e o estado de degradação da microestrutura nos componentes que operam em regime de fluência.

6. TRABALHOS FUTUROS

Devido à falta de alguns resultados das análises microestruturais e de ensaios de fluência mais longos a tensões menores, ficam como sugestões de trabalhos futuros:

- Realizar ensaios de fluência em condições de tensões mais baixas, a fim de obter resultados de tempo de ruptura mais longos e aumentar a precisão das extrapolações calculadas. Sugeridos: $F_{550,98}$ e $F_{550,88}$.
- Analisar mais regiões das amostras: envelhecida e envelhecida e submetida a condições de fluência a 500 e 550°C, com o propósito de fazer uma relação estatística mais acurada quanto à evolução dos precipitados.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] LARSON, F. R. e MILLER, J., “A time-temperature relationship for rupture and creep stress”. **Transaction ASME** vol. 74, p. 765-771, 1952.
- [2] MANSON, S. S., HAFFERD, A. M., *A linear time-temperature relation for extrapolation of creep and stress-rupture data*. NASA, TN 2890, 1953.
- [3] ORR, R. L.; SHERBY, O. D.; DORN, J. E. *Correlations of rupture data for metals at elevated temperatures*. Materials Research Laboratory University of California Berkeley, 1953.
- [4] MANSON, S. S., G. SUCCOP, and W. F. BROWN Jr. "The Application of Time-Temperature Parameters to Accelerated Creep-Rupture Testing." **Trans. ASM** **51**: 911-934, 1959.
- [5] MANSON, S. S.; ENSIGN, C. R. *A Specialized Model for Analysis of Creep-Rupture Data by the Minimum Commitment, Station-Function Approach*. NASA TM. X-52999, p. 1-14, 1971.
- [6] PENNY, R. K., “The use of damage concepts in component life assessment”, **International Journal Pressure Vessels & Piping** 66, 263-280, 1996.
- [7] NRIM, *Data Sheets on the Elevated-Temperature Properties of 2.25Cr-1Mo Steel Tubes for Boilers and Heat Exchangers (STBA 24)*, National Research Institute for Metals, Japan, 1986.
- [8] MASUYAMA, F., “History of power plants and progress in heat resistant steels”, **The Iron and Steel Institute of Japan**, v.41, n.6, pp. 612-625, 2001.
- [9] METALS HANDBOOK, **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**, Vol. 1, 10ed. ASM International, 1990.
- [10] FUENTES, A. R. F., DE ALCÂNTARA, N. G., RODRÍGUEZ, S. H., IBARRA, A. L. “Effect of in Service Weld Repair on the Performance of Cr-Mo Steel Steam Pipelines”, **Materials Research**, v. 9, n. 2, pp. 153-158, 2006.

- [11] ABE, F.; TORSTEN-ULF, K.; VISWANATHAN, R., **Creep-resistant Steels**, 1ed, Cambridge, Woodhead Publishing, 2008.
- [12] BHADESHIA, H. K. D. H. “Advances in Physical Metallurgy and Processing of Steels. Design of Ferritic Creep-resistant Steels”. **ISI International** v. 41, n. 6, p. 626-640, 2001.
- [13] MASUYAMA, F., YOKOYAMA, T. “Development of a Tungsten-Strengthened Low-Alloy Steel with Improved Weldability”. **Materials for Advanced Power Engineering** (Part 1), p. 173-181, 1994.
- [14] KING, B. “*Welding and post weld heat treatment of 2.25% Cr-1% Mo steel*”. 2005.
- [15] LISBOA, M. B. *Nova geração de aços ferríticos Fe-Cr-W (V)-Análise da evolução microestrutural e comportamento mecânico sob condições de fluência*. Tese de D.Sc, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.
- [16] FURTADO, H. C., *Avaliação de Danos em Aços Ferríticos Cr-Mo Operando em Regime de Fluência*. Tese de D.Sc, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2004.
- [17] GONZÁLEZ, G., MOLINA, R., DELAVALLE, M., MORO, L. “Variation of Creep Resistance in Ferritic Steels by a Heat Treatment”. **Procedia Materials Science** v. 9, p. 412-418, 2015.
- [18] JAYAN, V.; KHAN, M. Y.; HUSAIN, M. “Coarsening of nano sized carbide particles in 2.25 Cr–1Mo power plant steel after extended service”. **Materials Letters** v. 58, n. 21, p. 2569-2573, 2004.
- [19] SIQUEIRA, M.H.S., *Caracterização de juntas soldadas de tubos de aço 5Cr-1/2Mo novas e envelhecidas em serviço*. Tese de M.Sc, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, R.J., Brasil, 1997.
- [20] PILLING, J., RIDLEY, N., “Tempering of 2,25Cr-1Mo Low Carbon Steels” **Metallurgical Transactions.**, v.13A, pp. 557-563, 1982.
- [21] TODD, J. A., “The Early Stages of Tempering in 3Cr-1,5Mo Steel”, **Scripta Metallurgica** v. 20, pp. 269-274, 1986.

- [22] ANDREWS, K. W.; HUGHES, H. "Hexagonal carbide and nitride phases and their occurrence in some alloy steels". **J Iron Steel Inst**, v. 202, p. 304-11, 1959.
- [23] B.A. SENIOR, "A Critical Review of Precipitation Behaviour in 1Cr-Mo-V Rotor Steels", **Material Science and Engineering A**, vol. 103, UK, pp. 263–71, 1988.
- [24] TOFT, L.H, MARSDEN, R.A., "Structural processes in creep: special report no. 70", **Iron & Steel Institute**, pp. 238-244, London, 1961.
- [25] VARIN, R. A., HAFTECK, J, "Structural Changes in a Ferritic Heat-Resistant Steel After Long-Term Service", **Materials Science Engineering**, v. 62, pp. 129-36, 1984.
- [26] YANG, J. R., HUANG, C. Y., YANG, C. N., HORNG, J. L. "Microstructural examination of 2.25 Cr–1Mo Steel Steam pipes after extended service". **Materials Characterization**, v. 30, n. 2, p. 75-88, 1993.
- [27] MITCHELL, D. R. G., BALL, C. J. "A quantitative X-ray diffraction and analytical electron microscopy study of service-exposed 2.25 Cr–1Mo steels. **Materials characterization**, v. 47, n. 1, p. 17-26, 2001.
- [28] BAKER, R. G., NUTTING, J. "The tempering of 2.25 Cr%–1% Mo steel after quenching and normalizing". **J Iron Steel Inst**, v. 202, p. 257-68, 1959.
- [29] GOPE, N. CHATTERJEE, A., MUKHERJEE, T., SARMA, D. S. "Influence of long-term aging and superimposed creep stress on the microstructure of 2.25 Cr–1Mo steel". **Metallurgical Transactions A**, v. 24, n. 2, p. 315-326, 1993.
- [30] WADA, T. "Changes in Microstructure and Tensile Strength of Cr-Mo Steels after Long Term Service Exposure (Pamphlet)", 8505-052. **Metals Materials Technology Series**, ASM, Metals Park, Ohio, v. 44073, 1985.
- [31] ABDEL-LATIF, A. M., CORBETT, J. M., TAPLIN, D. M. R. "Analysis of carbides formed during accelerated aging of 2· 25Cr–1Mo steel". **Metal Science**, v. 16, n. 2, p. 90-96, 1982.
- [32] LIMA, C. R. de, PINTO, A. L., FURTADO, H. C., De ALMEIDA, L. H., SOUZA, M. F. P. de, LE MAY, I. "Quantitative observations of precipitation in 2.25 Cr–

- 1Mo steel exposed to different creep conditions in a power station”. **Engineering Failure Analysis**, v. 16, n. 5, p. 1493-1500, 2009.
- [33] RIGUEIRA, G., FURTADO, H.C., LISBOA, M.B., ALMEIDA, L.H. “Evolução Microestrutural e Alteração de Dureza na Bainita e na Perlita em Aços 2, 25Cr-1Mo após Tratamento de Envelhecimento”. **Revista Matéria**, v. 16, n. 4, p. 857-867, 2011.
- [34] VISWANATHAN, R., “**Damage Mechanisms and Life Assessment of HighTemperature Components**”. ASM International, Metals Park, Ohio, 1989.
- [35] DIETER, G. E., “**Mechanical Metallurgy**” SI Metric Edition, London, McGraw-Hill Book Company, 1988.
- [36] ASHBY M. F., “A first report on deformation-mechanism maps”, **Acta Metallurgica**, 20, 887–897, 1972.
- [37] BANO, N.; KOUL, A.K.; NGANBE, M. “A Deformation Mechanism Map for the 1.23Cr-1.2Mo-0.26V Rotor Steel and Its Verification Using Neural Networks”. **Metallurgical and Materials Transactions A**, 45, 1928–1936, 2014.
- [38] PENNY, R. K., MARRIOT, D. L., “**Design for Creep**”. Chapman & Hall, 2º ed, London, 1995.
- [39] PENNY, R. K., “Practical Methods for Creep Assessments: Data Extrapolation and Crack Propagation”. **Failures**, Umhlanga Rocks, pp. 119-134, 2002.
- [40] HOLLOMON, J. H., JAFFE, L. D., “Time-Temperature relations in tempering steels”. **Transaction ASIE**, v. 162, pp. 223, 1943.
- [41] FURTADO, H. C. et al. “Correlation Between Hardness Measurements and Remaining Life Prediction for 2.25 Cr-1Mo Steel Used in Power Plants”. **Journal of materials engineering and performance**, v. 19, n. 4, p. 558-561, 2010.
- [42] KACHANOV, L. M., “**Introduction to Cotinuum Damage Mechanics**”. Martinus Nijhoff Publ., Dordrecht, 1986.

- [43] RABOTNOV, Y. N., “**Creep Problems in Structural Members**”, North Holland Publ. Co., London, 1995.
- [44] ROZA, G. C. dos S., *Análise da Metodologia de Penny na Previsão de Vida Útil de Aço Ferrítico Cr-Mo Envelhecido em Operação*. Tese de M.Sc, COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2016.
- [45] ASTM A335/A335M 15A – “Standard Specification for Seamless Ferritic Alloy-Steel Pipe for High-Temperature Service”. ASTM, USA, 2015.
- [46] ASTM E21-05 – “Standard Test Methods for Elevated Temperature Tension Tests of Metallic Materials”. ASTM, USA, 2005.
- [47] DIN 50125:2009-07 – “Testing of metallic materials – Tensile test pieces”. DIN, Berlin, Germany, July, 2009.
- [48] ASTM E92-82 – “Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials”. ASTM, USA, 2006.
- [49] STANDARD, A. P. I. 530 - “Calculation of Heater-Tube Thickness in Petroleum Refineries”. 5th Ed., 2003.

Anexo I

Curvas de fluência

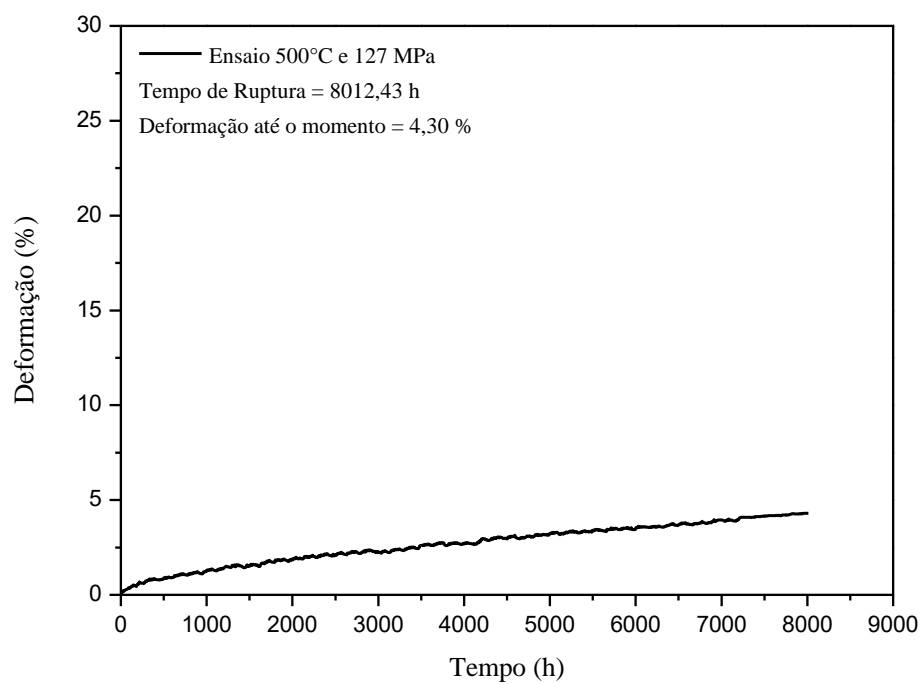


Figura I.1 – Curva de fluência de $F_{500,127}$.

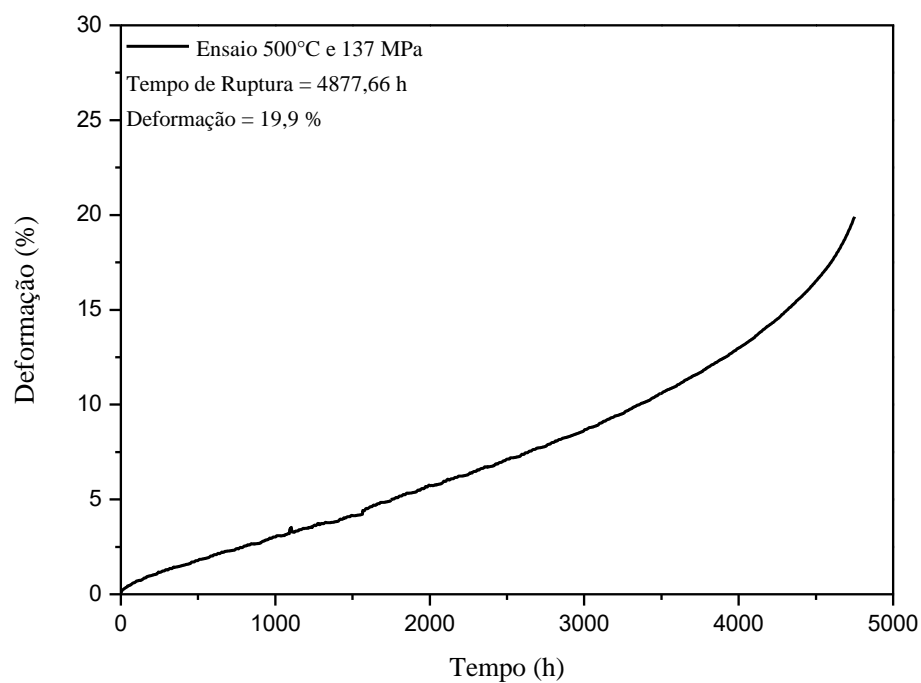


Figura I.2 – Curva de fluência de $F_{500,137}$.

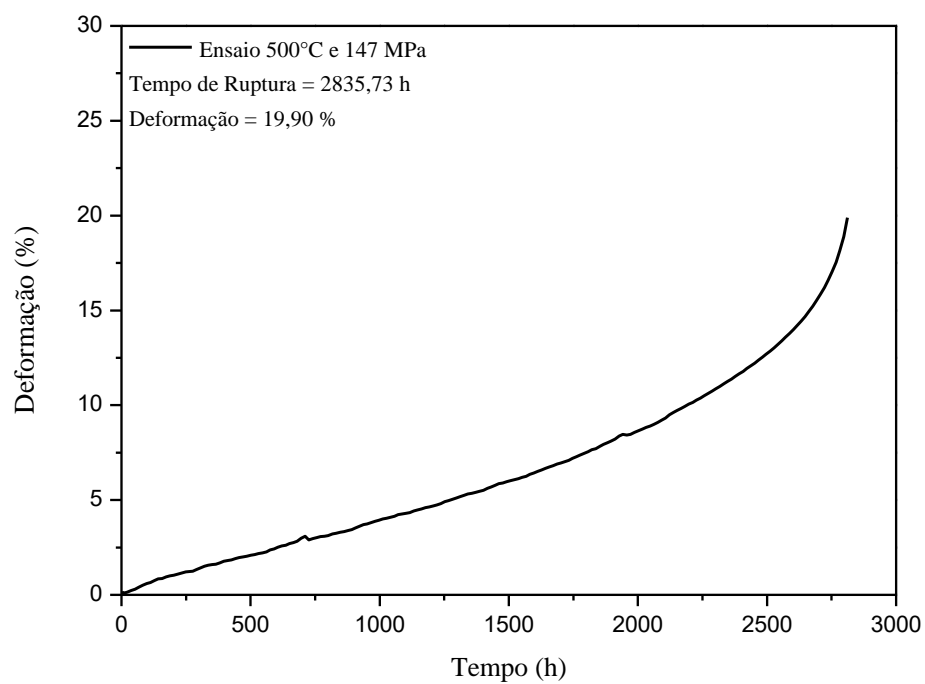


Figura I.3 – Curva de fluência de $F_{500,147}$.

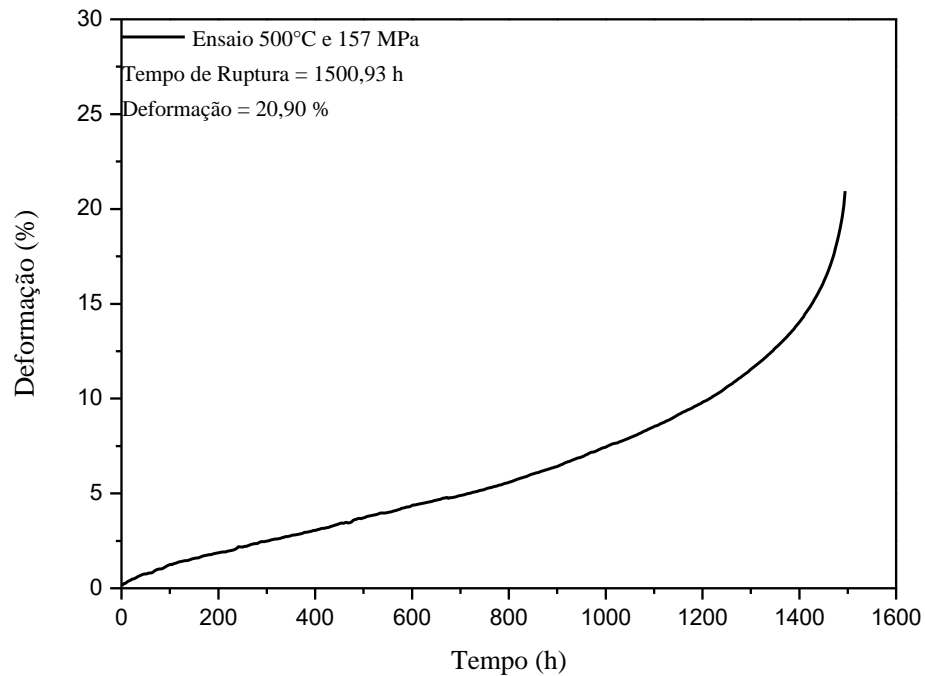


Figura I.4 – Curva de fluência de $F_{500,157}$.

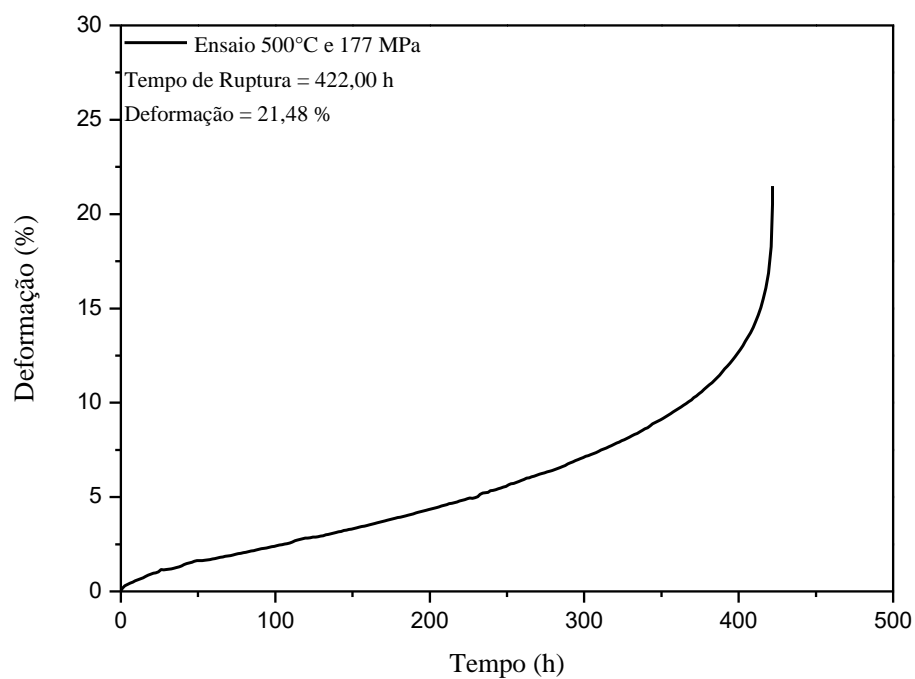


Figura I.5 – Curva de fluência de $F_{500,177}$.

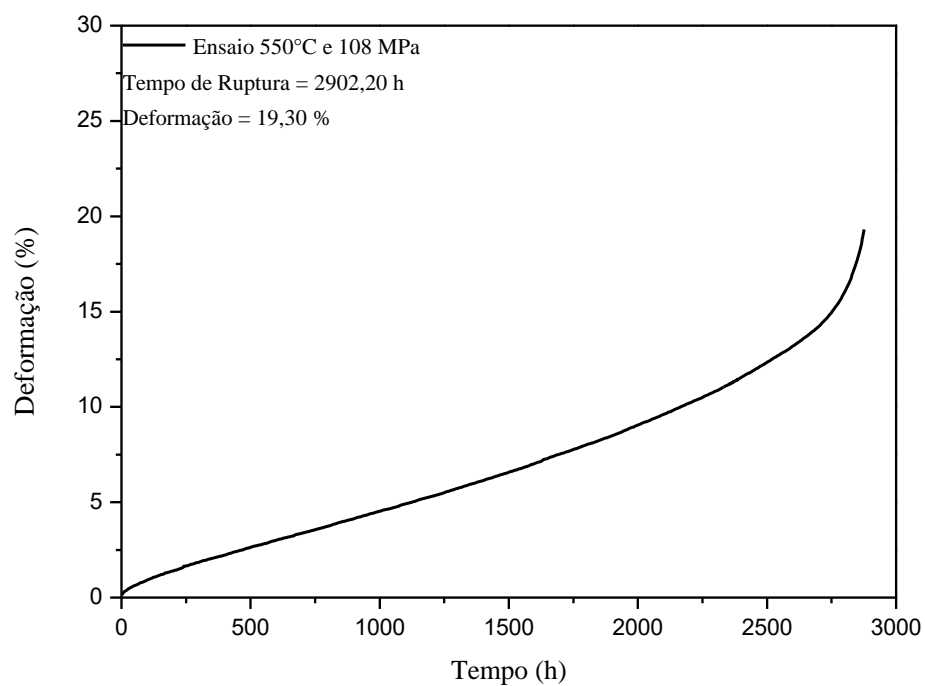


Figura I.6 – Curva de fluência de $F_{550,108}$.

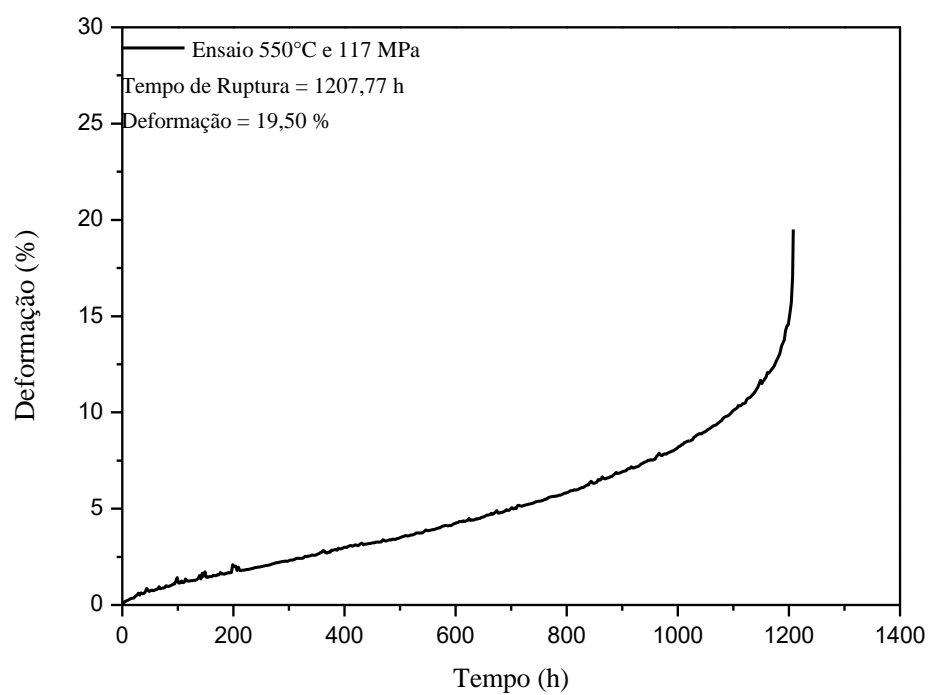


Figura I.7 – Curva de fluência de $F_{550,117}$.

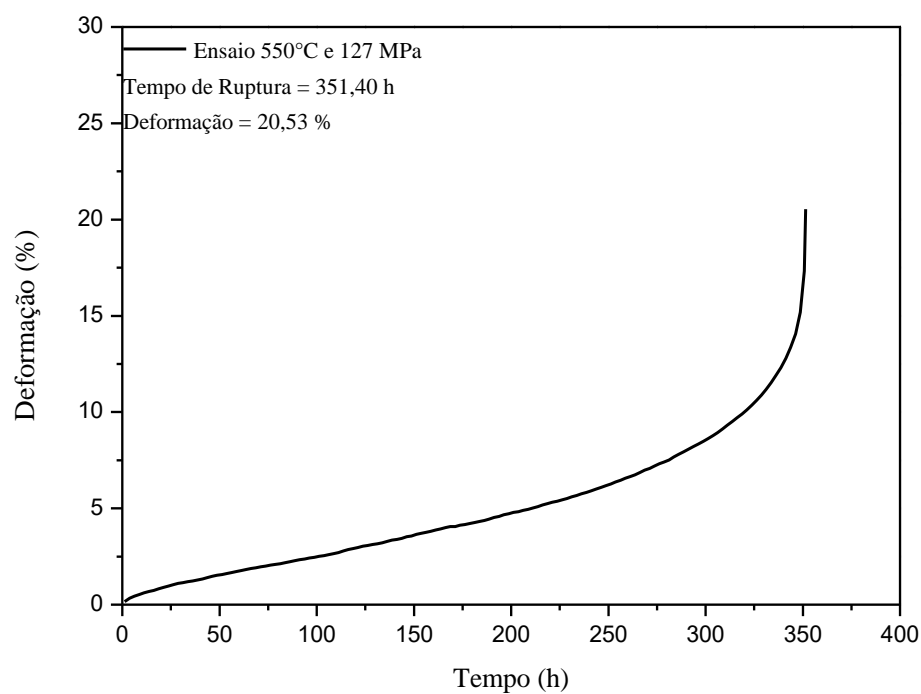


Figura I.8 – Curva de fluência de $F_{550,127}$.

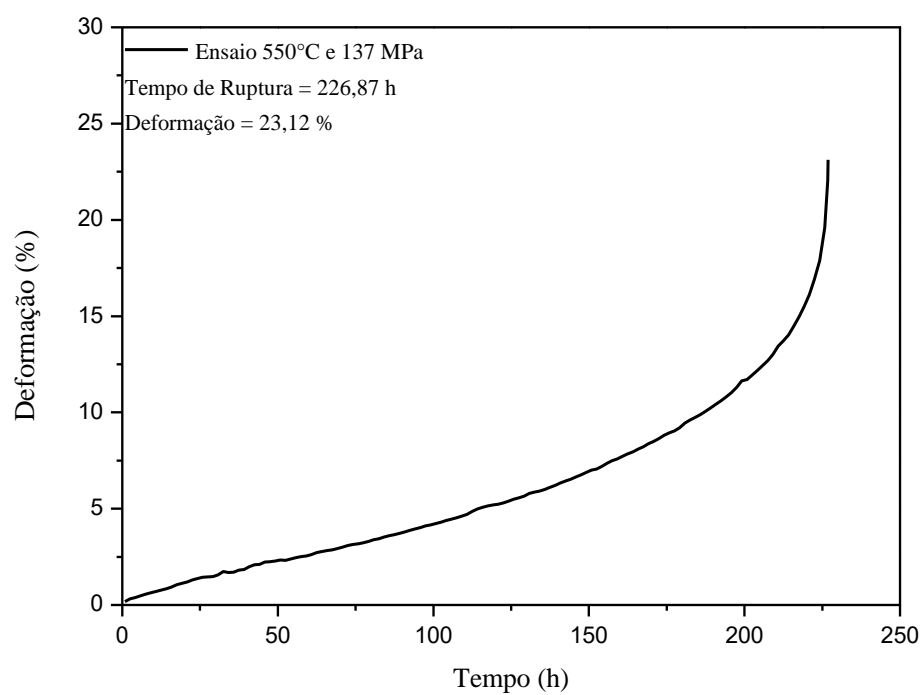


Figura I.9 – Curva de fluência de $F_{550,137}$.

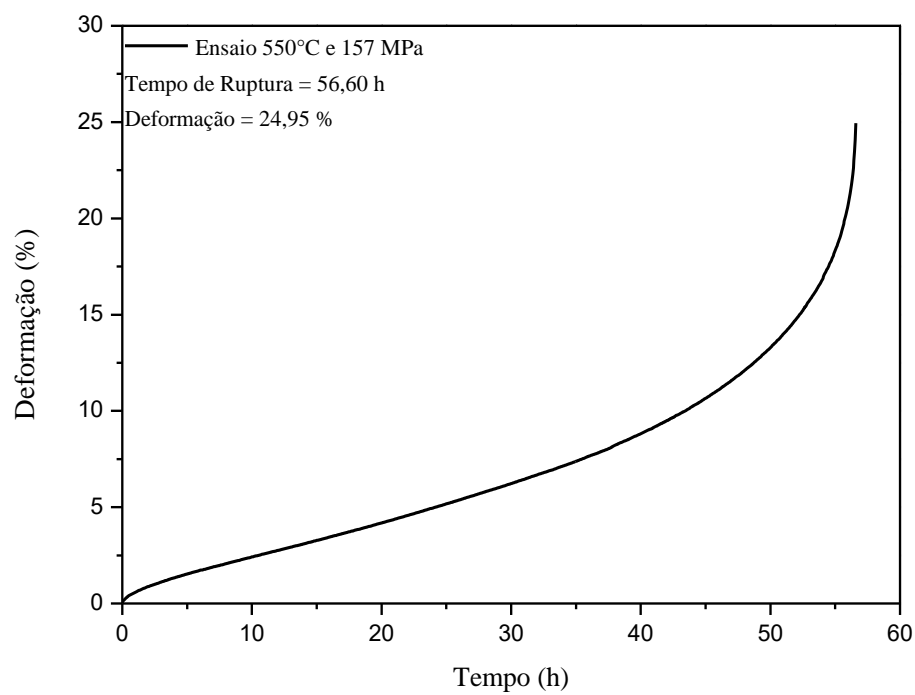


Figura I.10 – Curva de fluência de $F_{550,157}$.

Anexo II

Imagens segmentadas

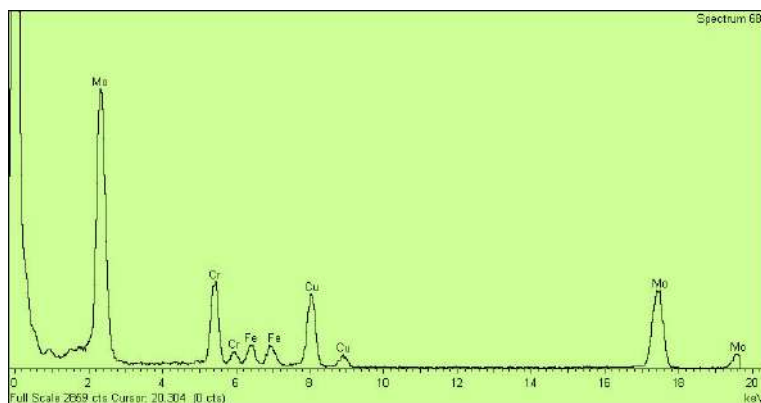


Figura II.1 – Espectro EDS característico do M_2C , identificado pela cor verde, obtido por MET em réplicas de extração.

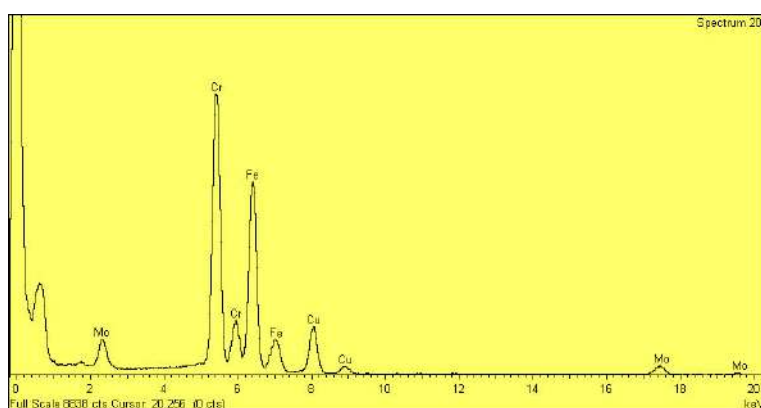


Figura II.2 – Espectro EDS característico do M_7C_3 , identificado pela cor amarela, obtido por MET em réplicas de extração.

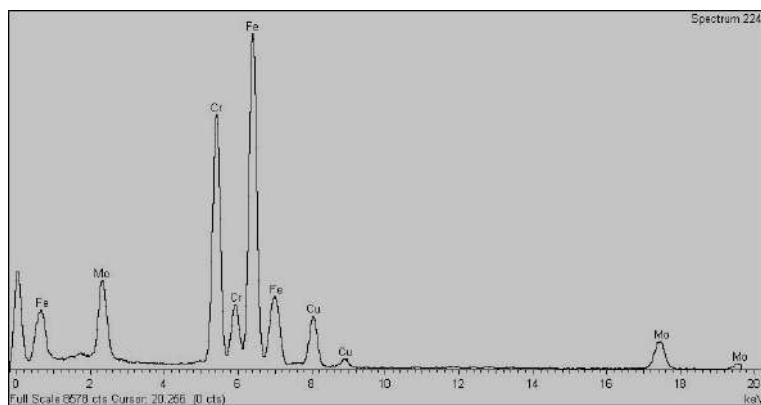


Figura II.3 – Espectro EDS característico do $M_{23}C_6$, identificado pela cor preta, obtido por MET em réplicas de extração.

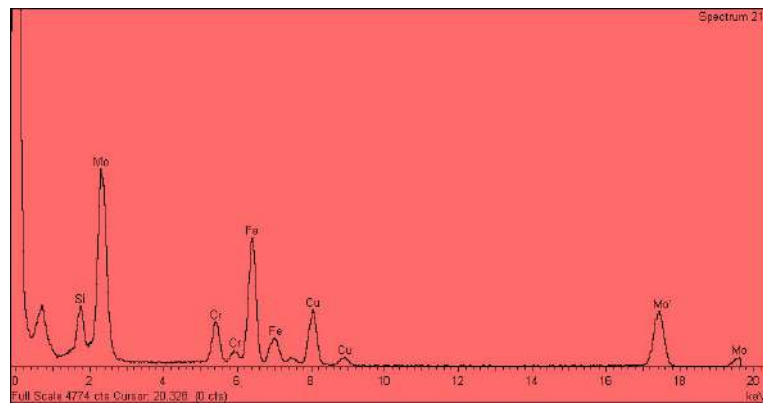
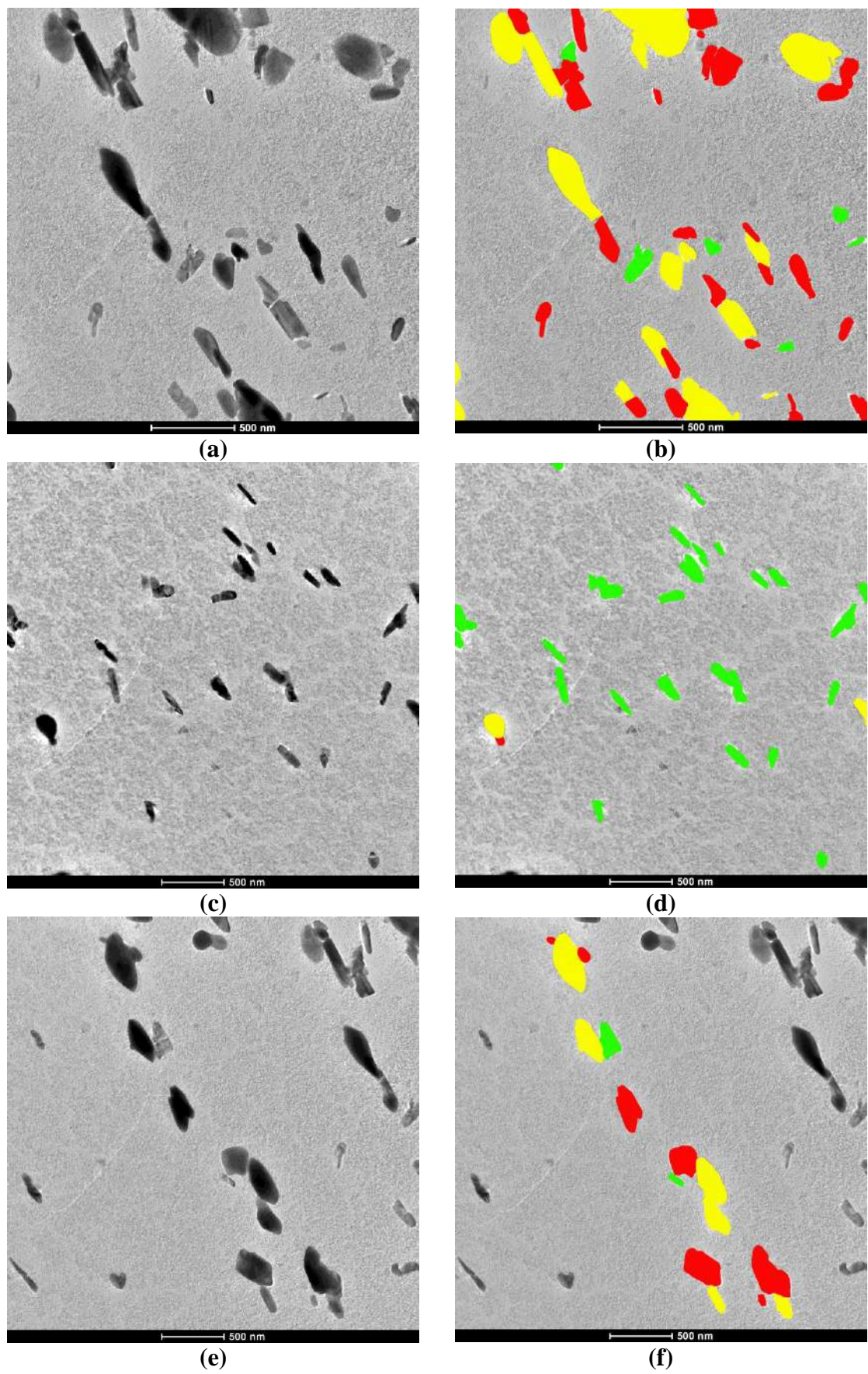


Figura II-4– Espectro EDS característico do M_6C , identificado pela cor vermelha, obtido por MET em réplicas de extração.

Envelhecida em serviço



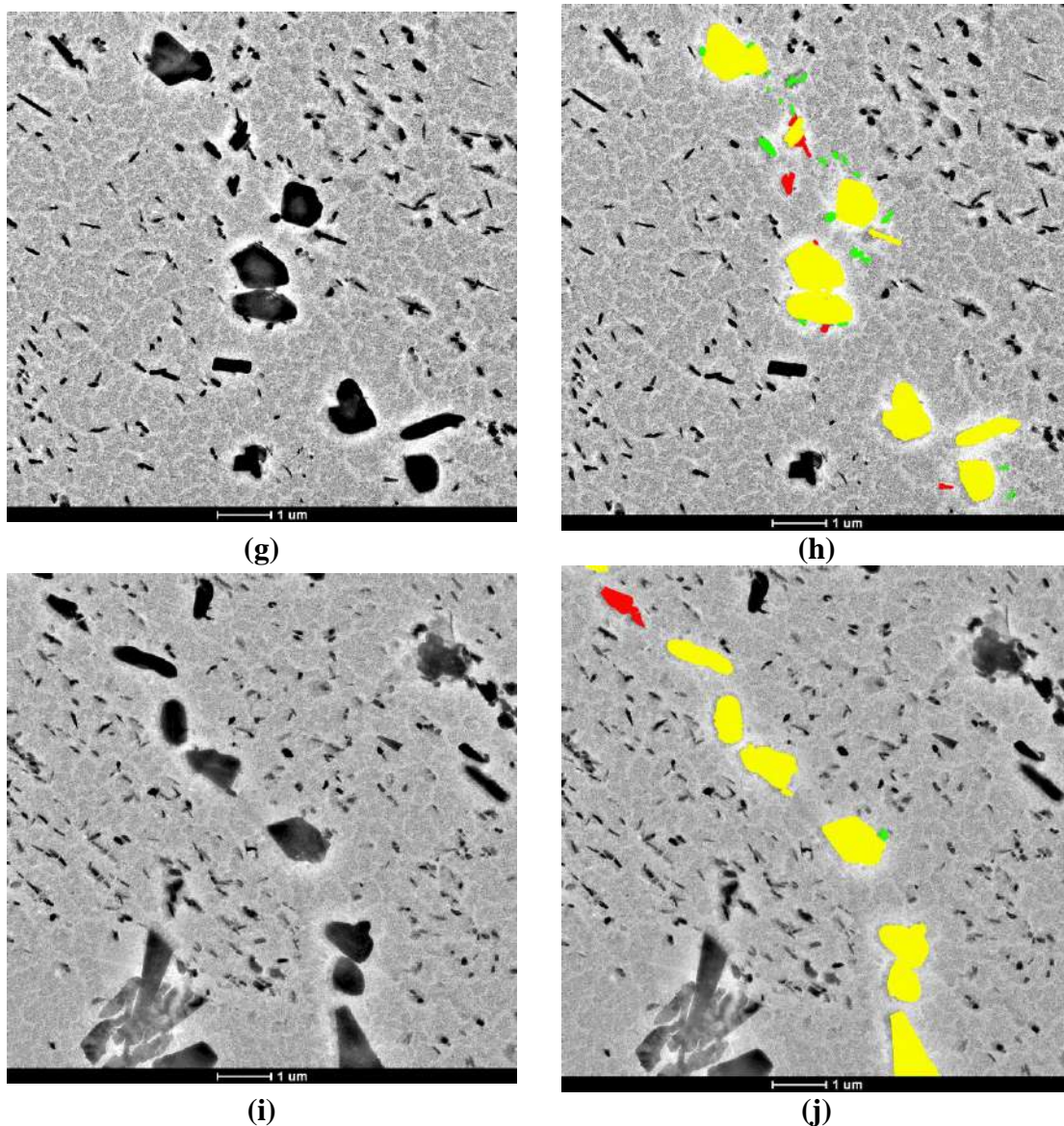
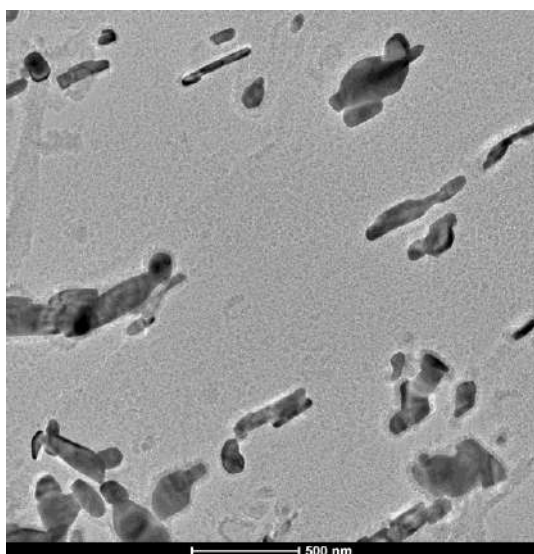
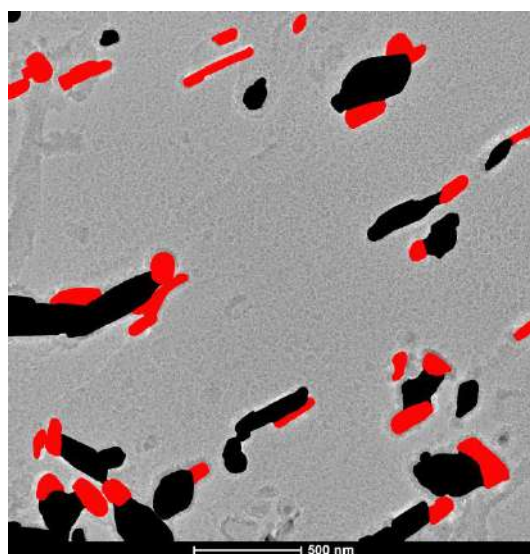


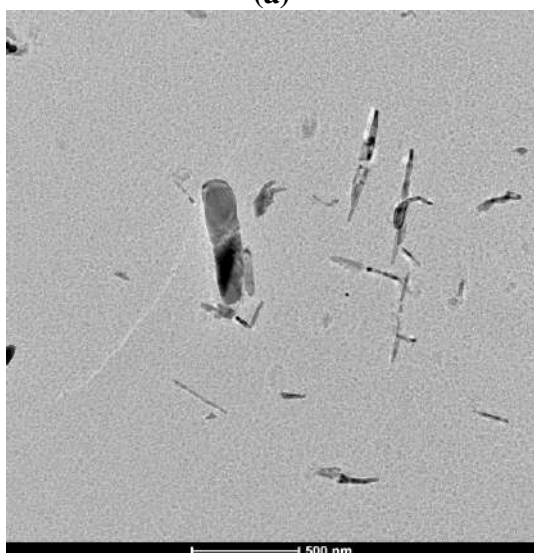
Figura II.5 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho.



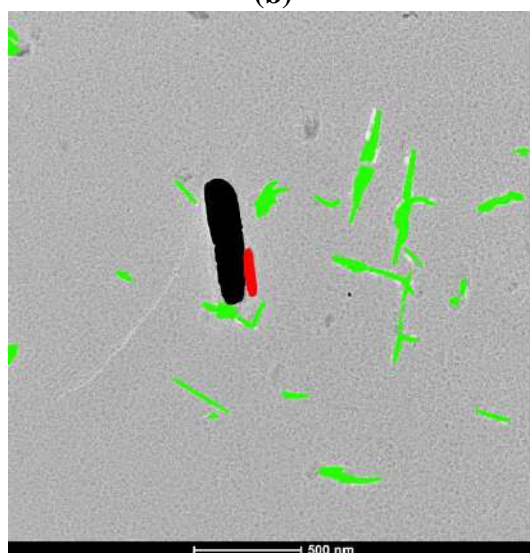
(a)



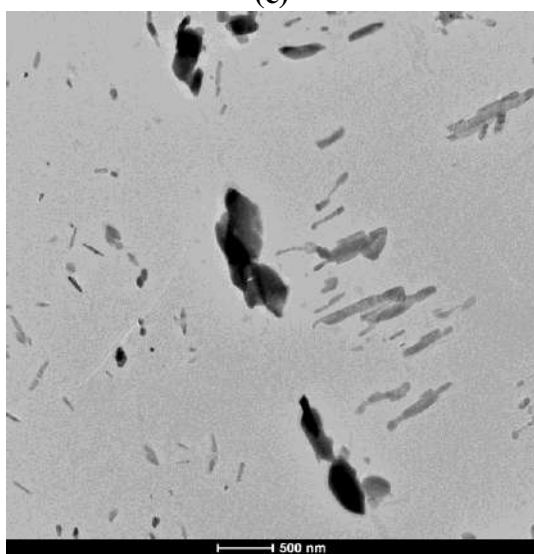
(b)



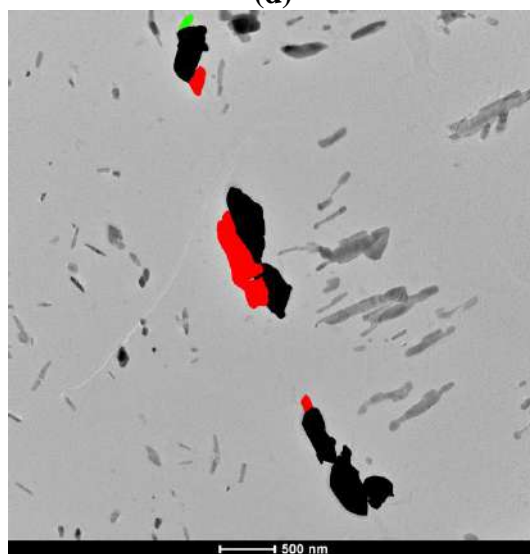
(c)



(d)



(e)



(f)

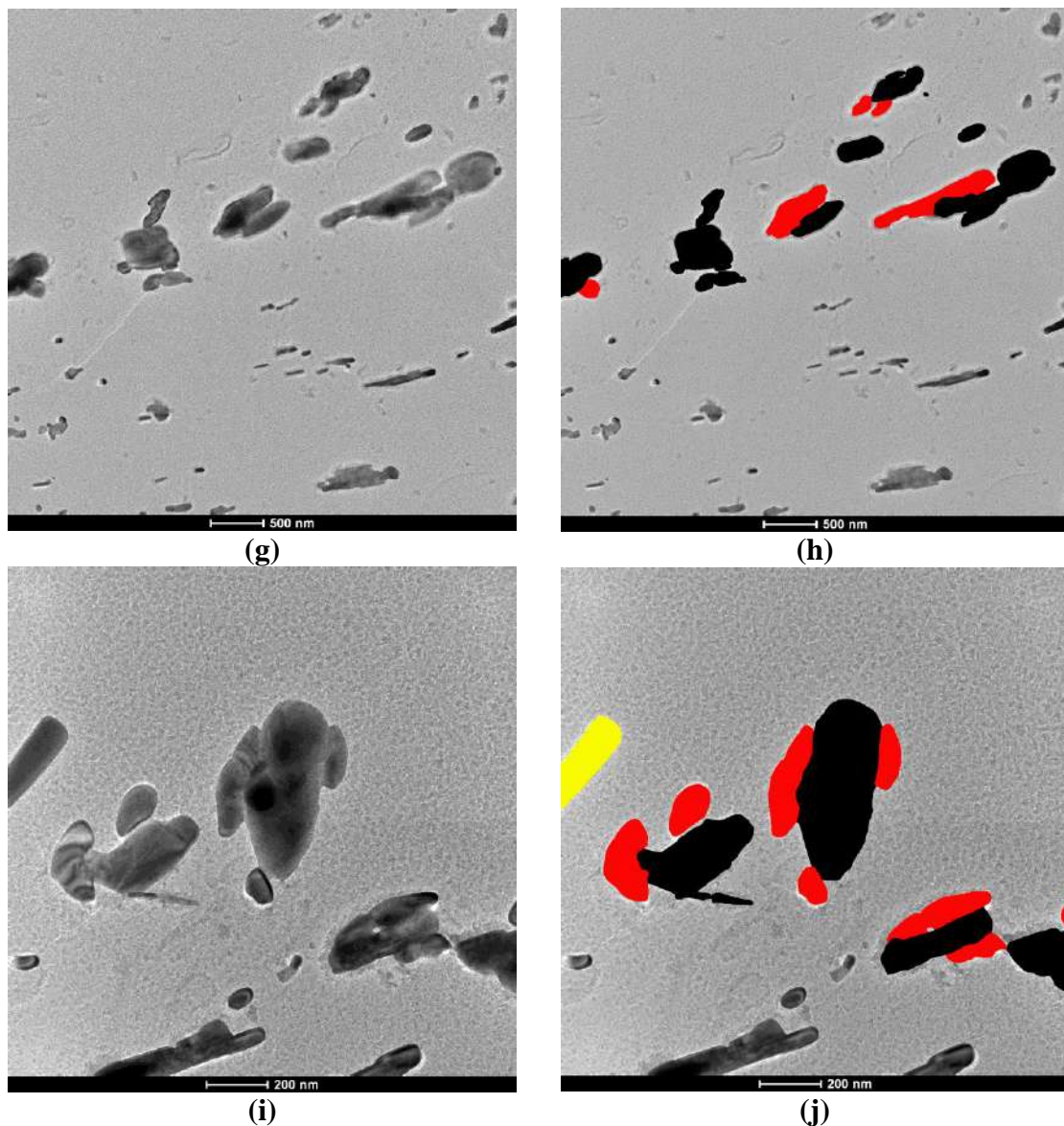
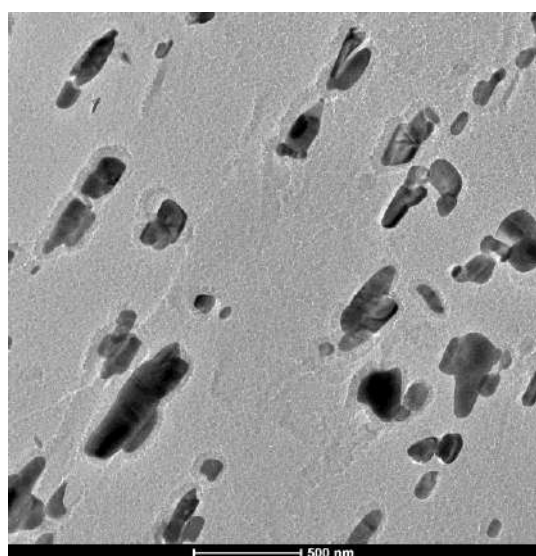
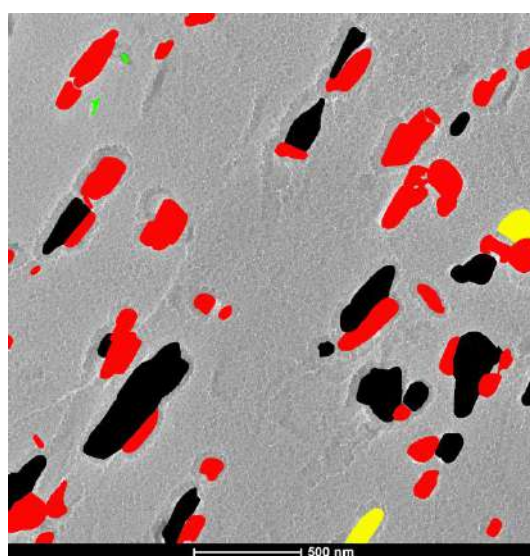


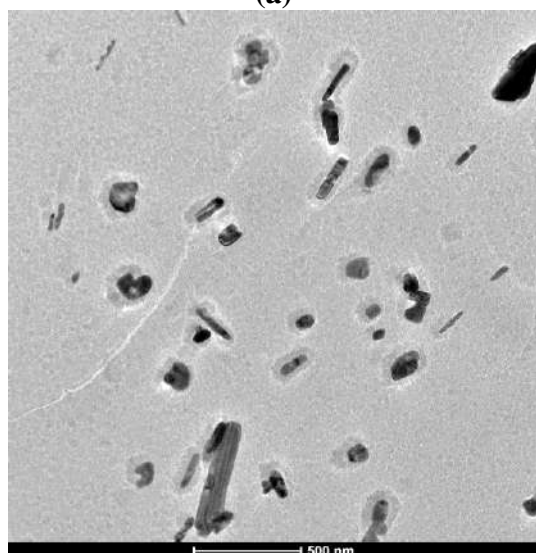
Figura II.6 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho.



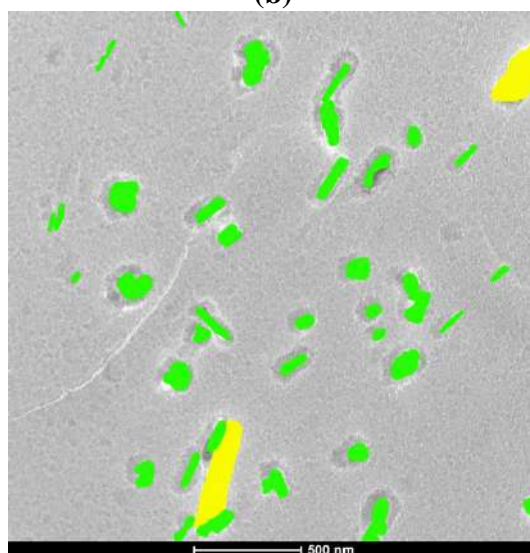
(a)



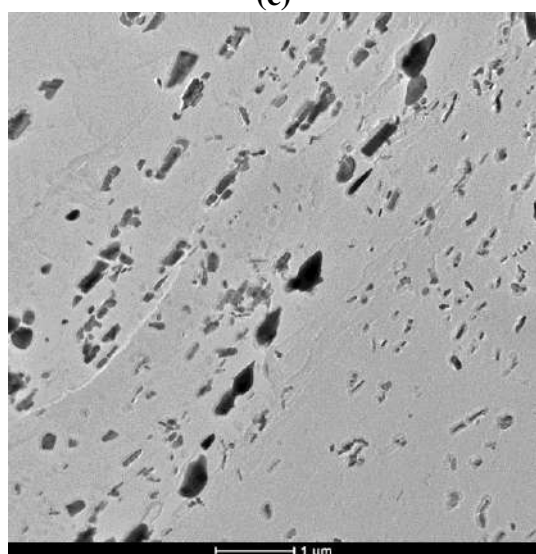
(b)



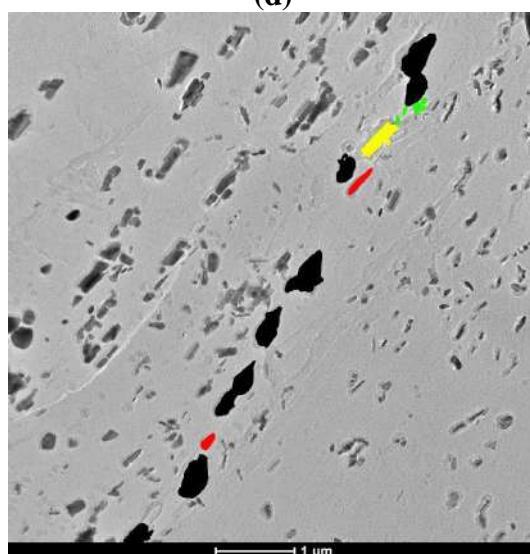
(c)



(d)



(e)



(f)

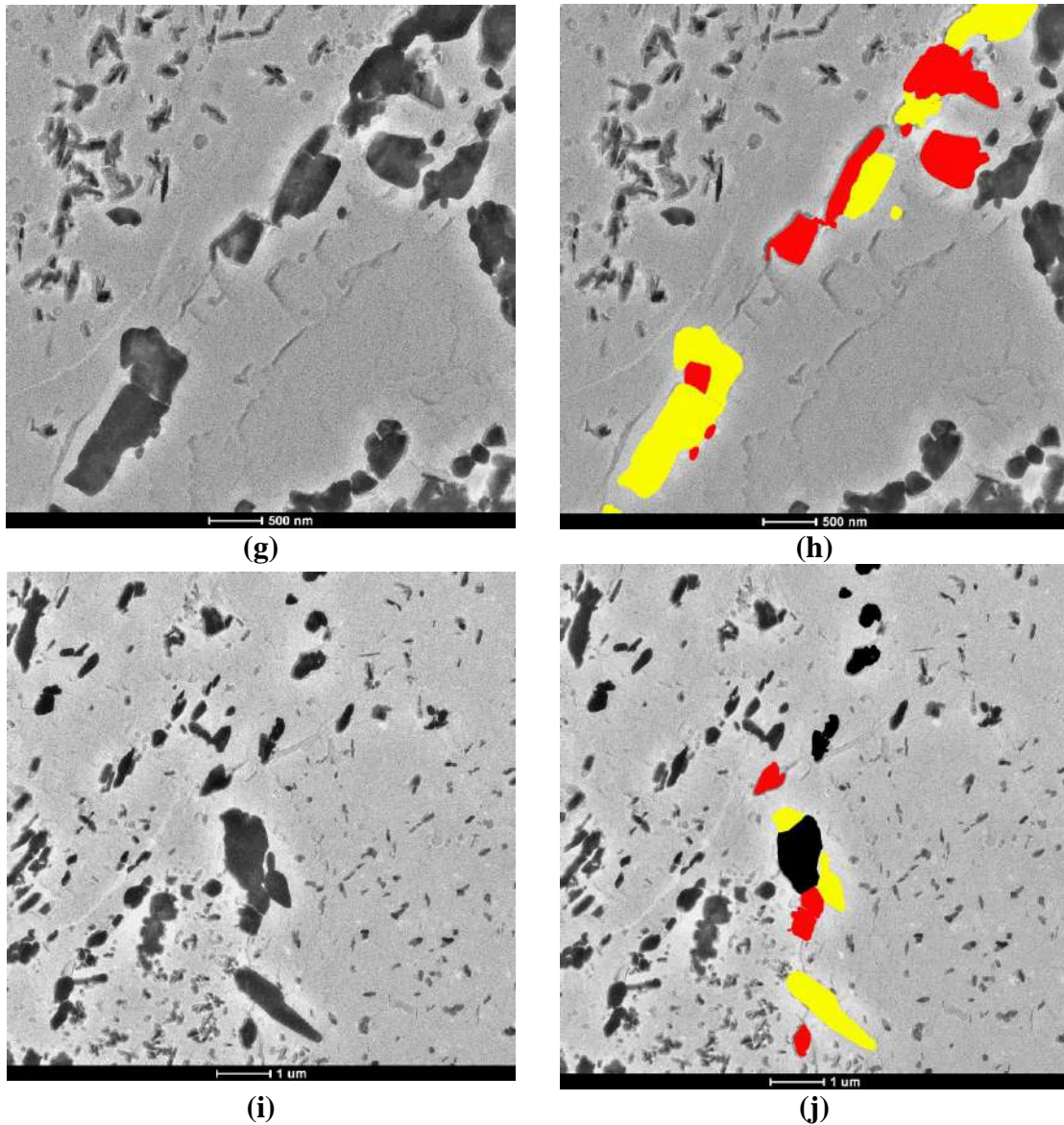
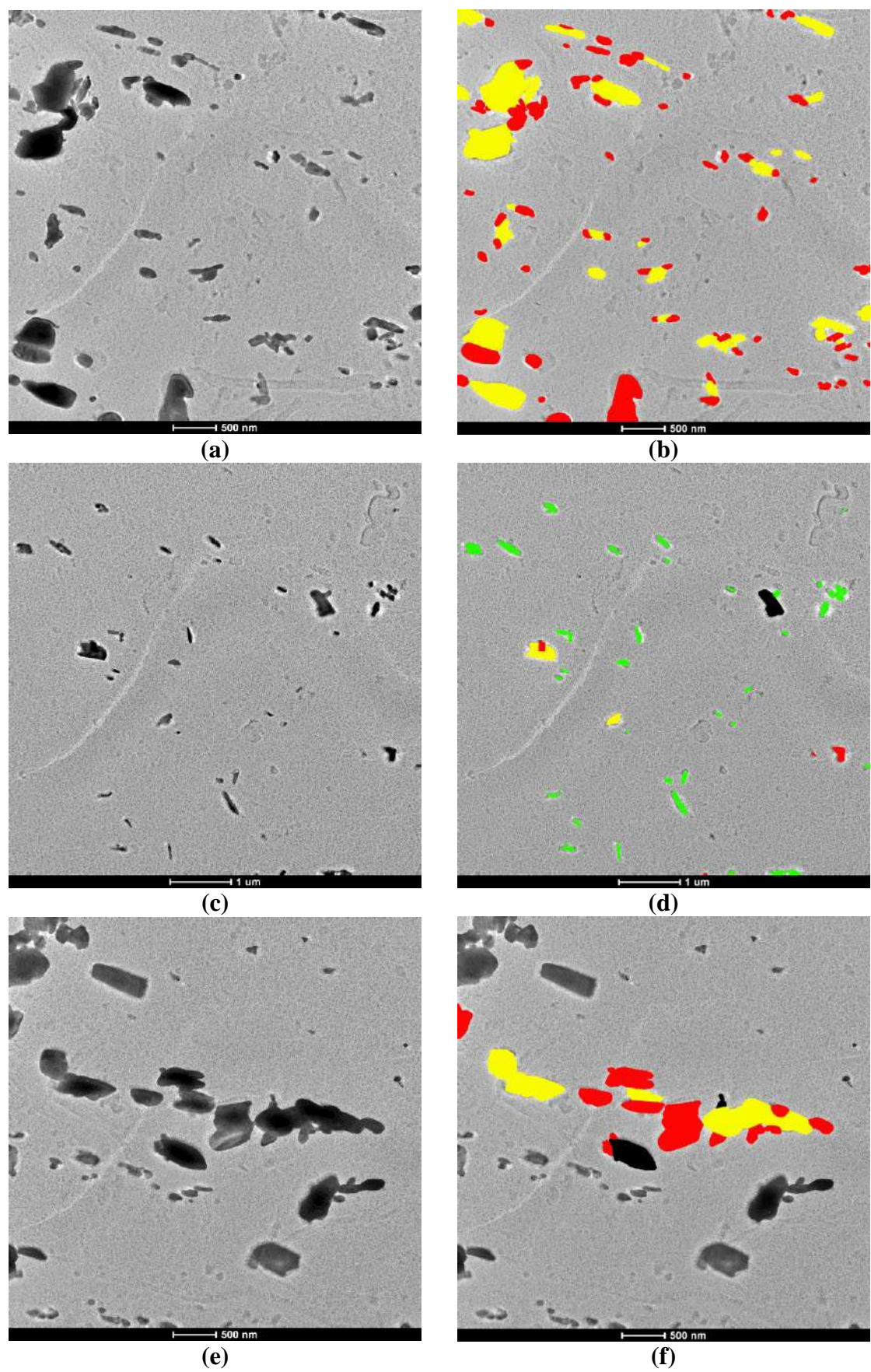


Figura II.7 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho.



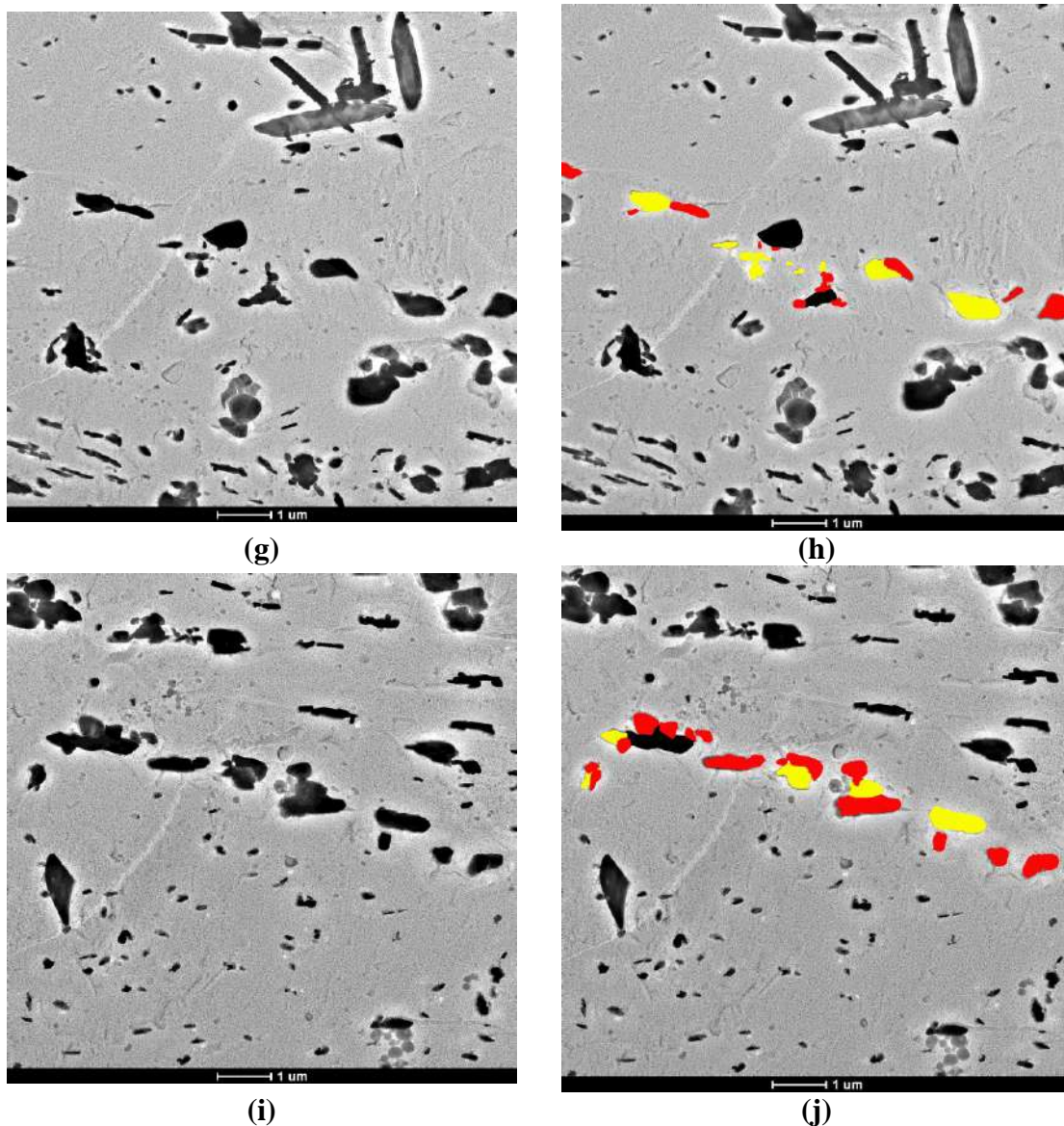
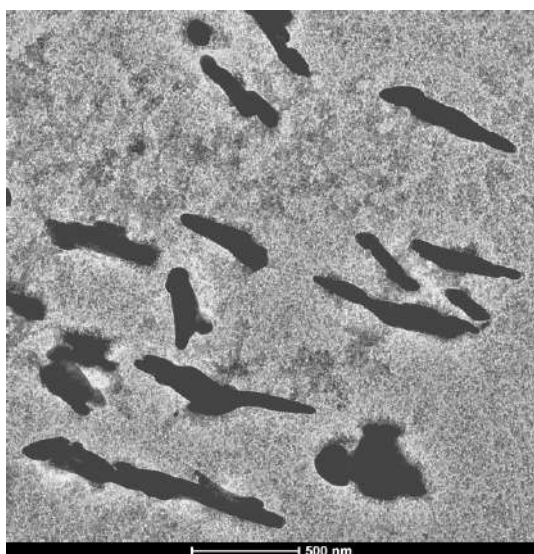
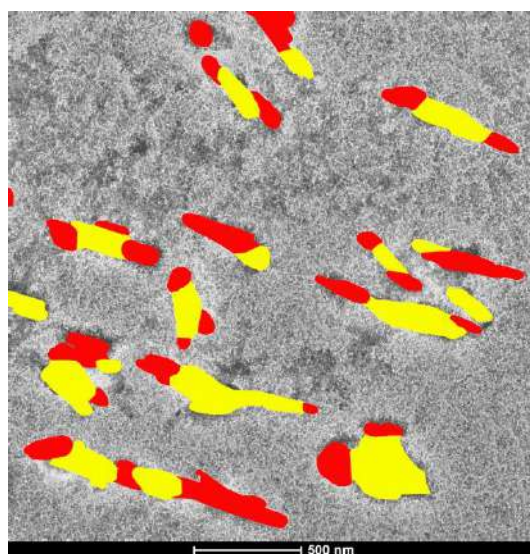


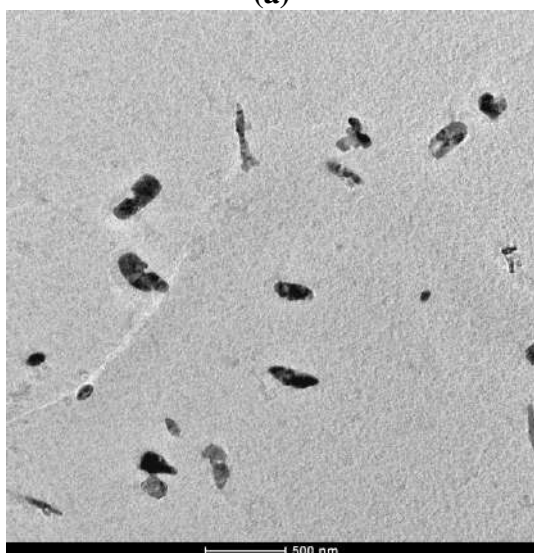
Figura II.8 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho.



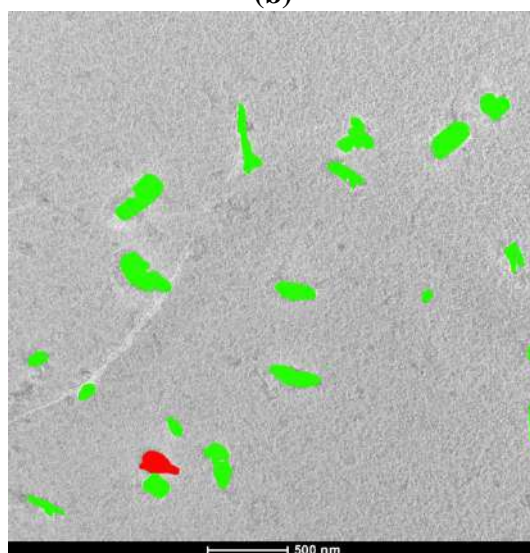
(a)



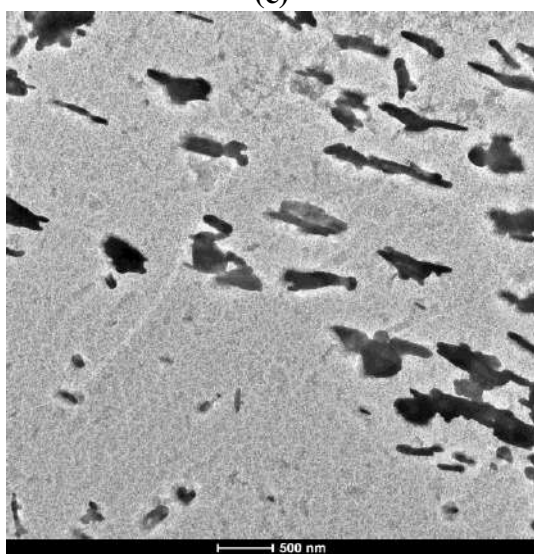
(b)



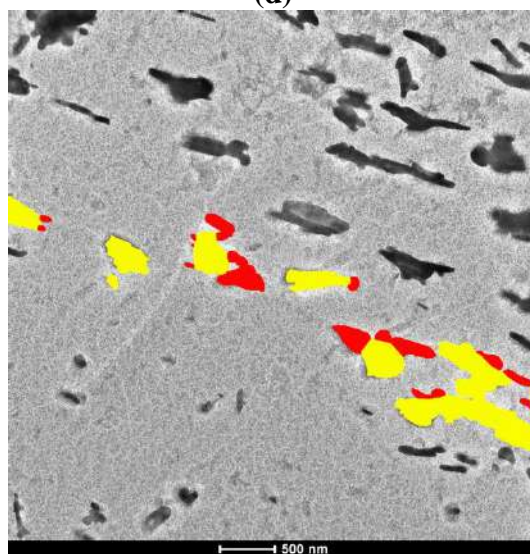
(c)



(d)



(e)



(f)

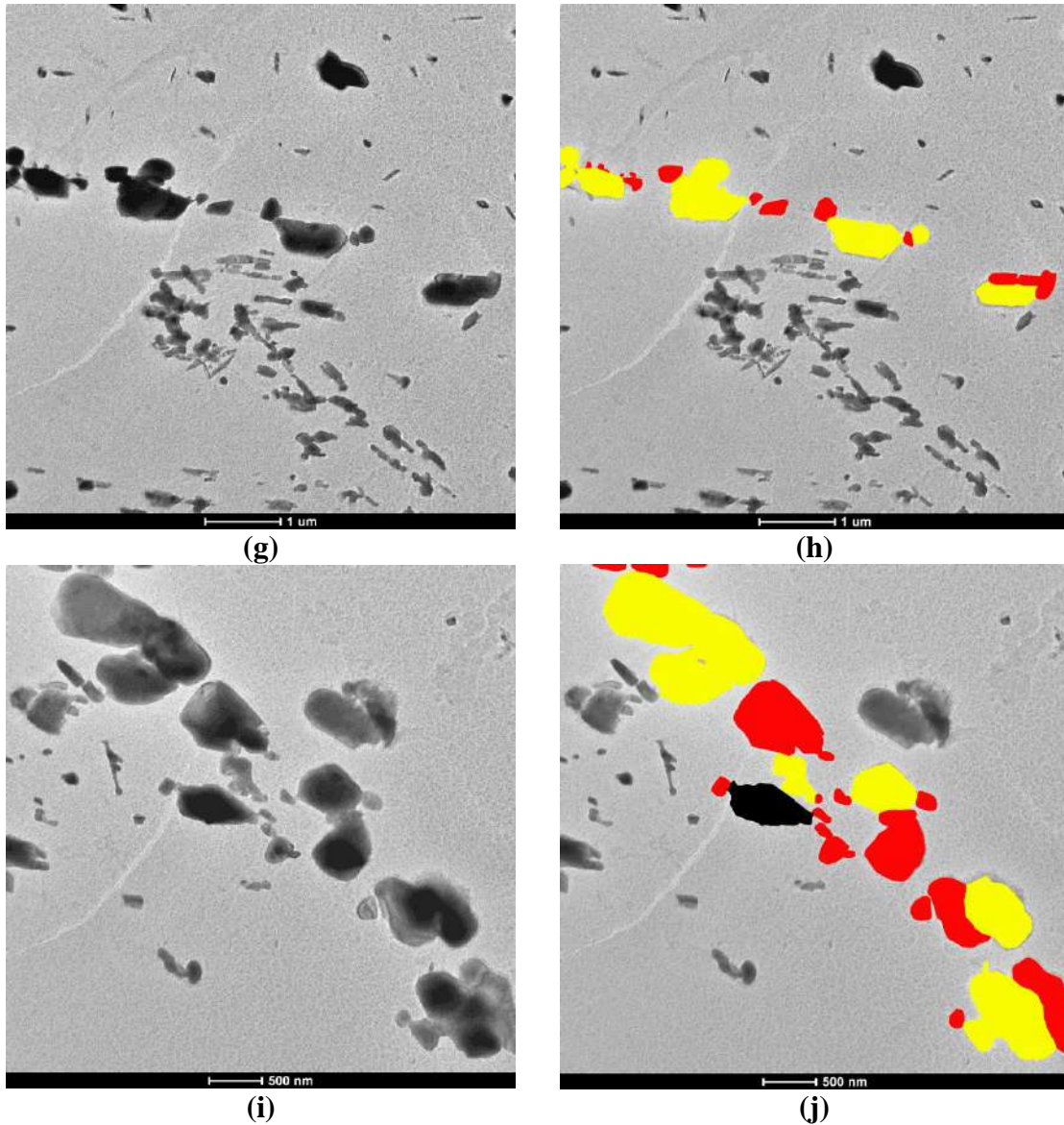
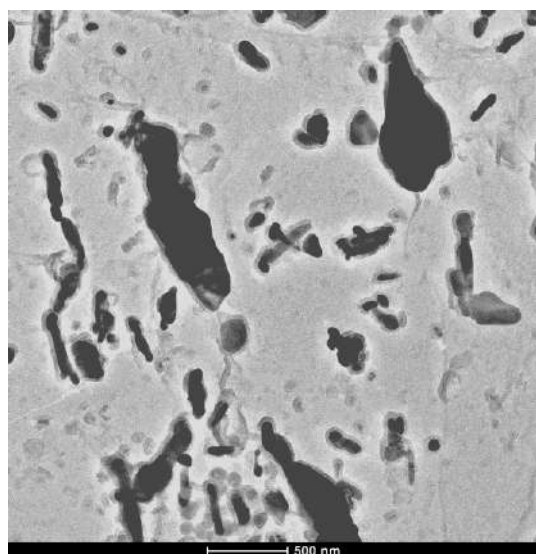
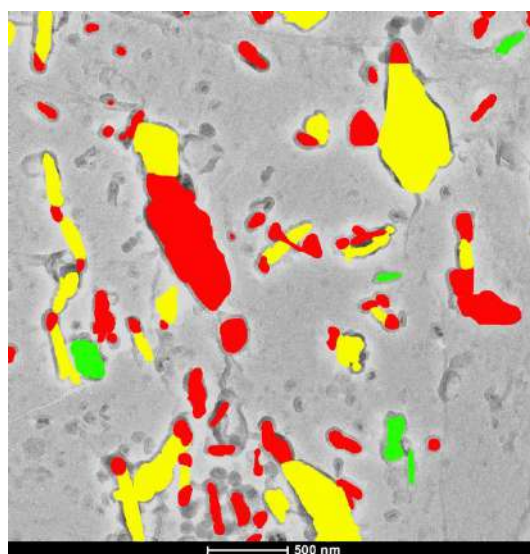


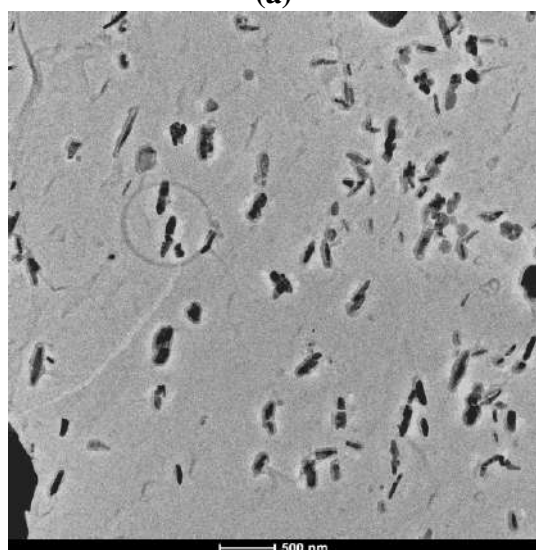
Figura II.9 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho.



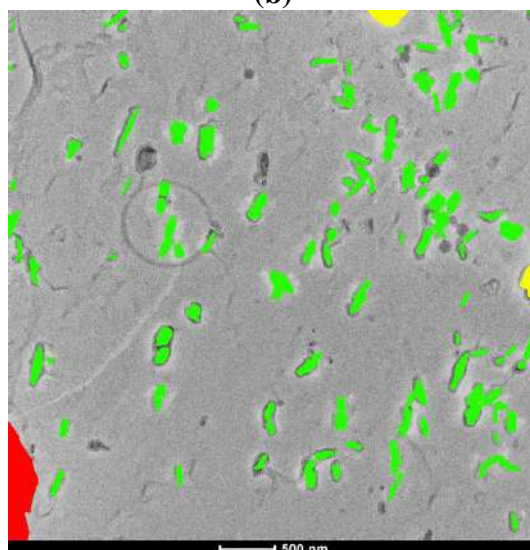
(a)



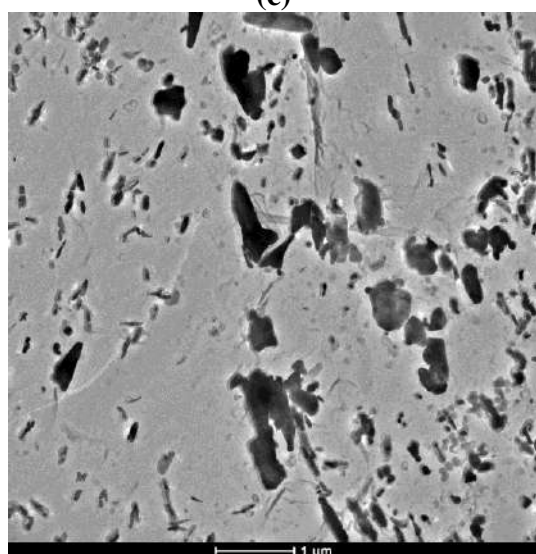
(b)



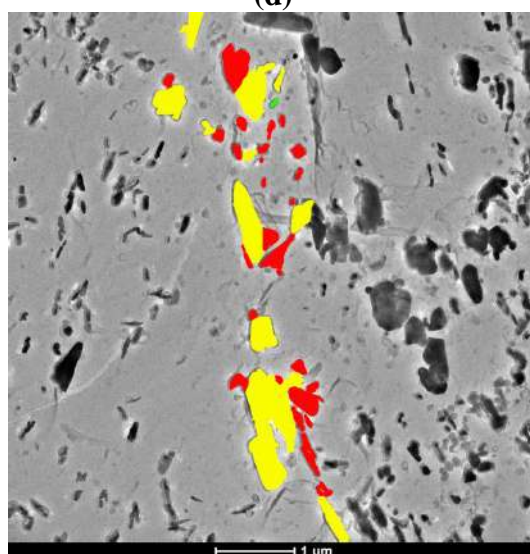
(c)



(d)



(e)



(f)

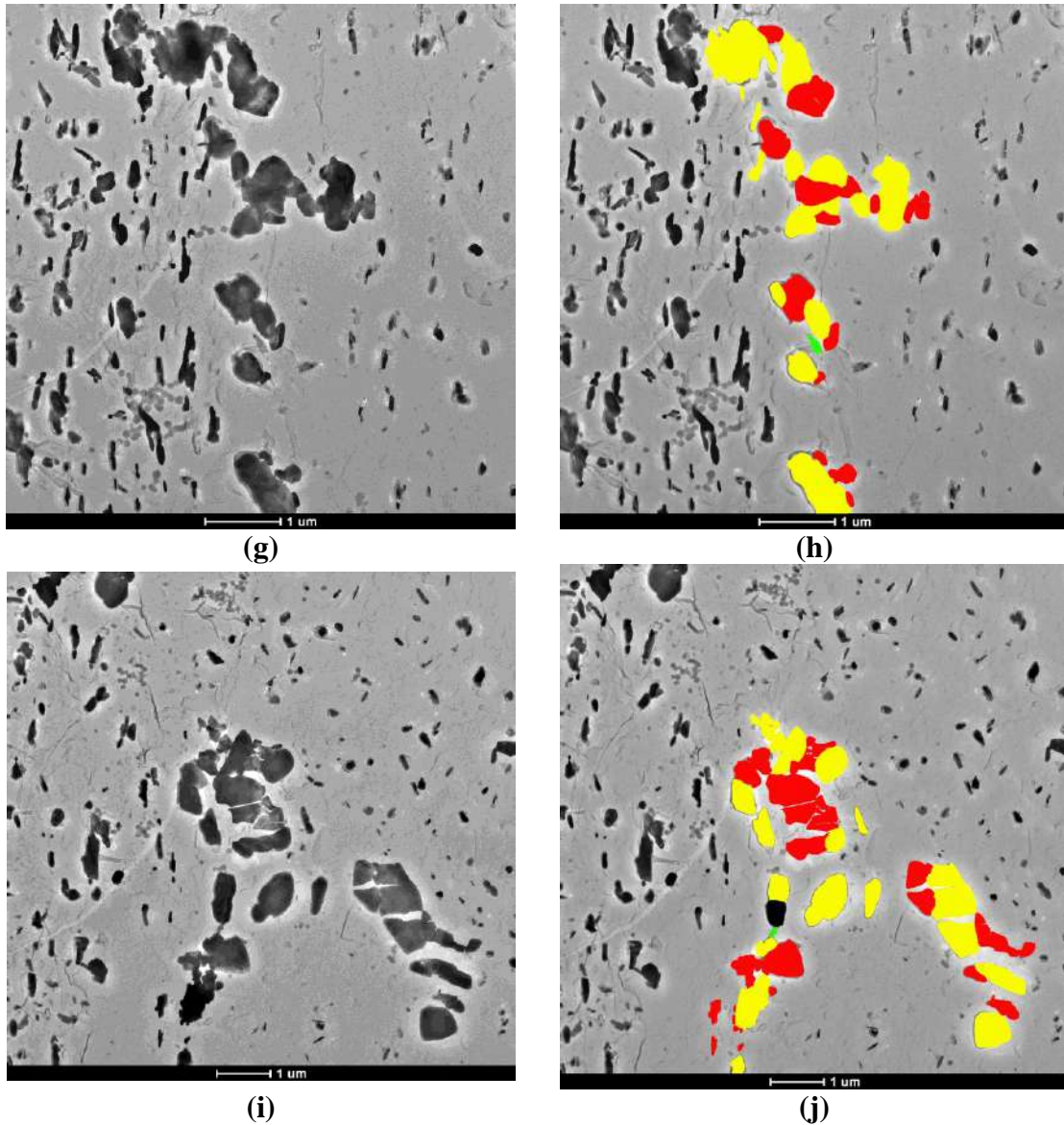
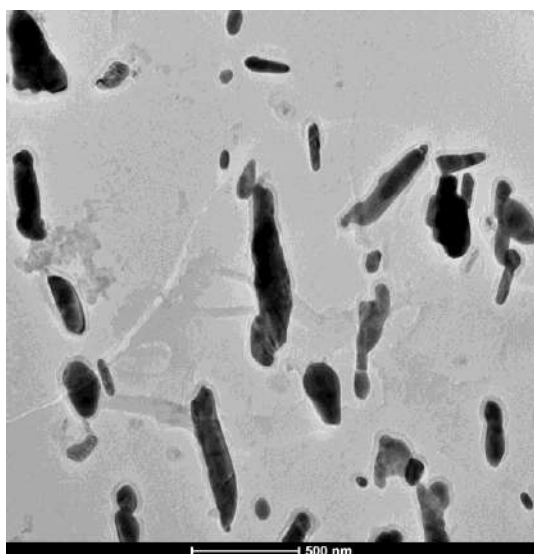
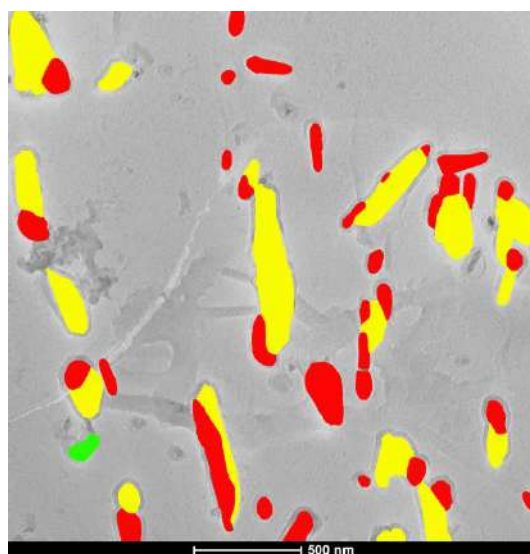


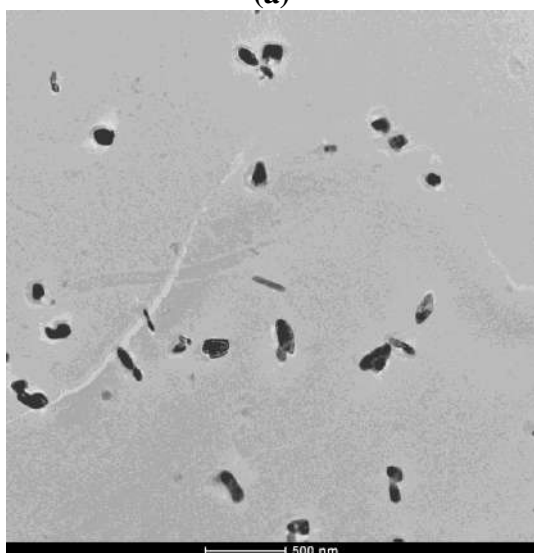
Figura II.10 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M₂C – verde; M₇C₃ – amarelo; M₂₃C₆ – preto; M₆C – vermelho.



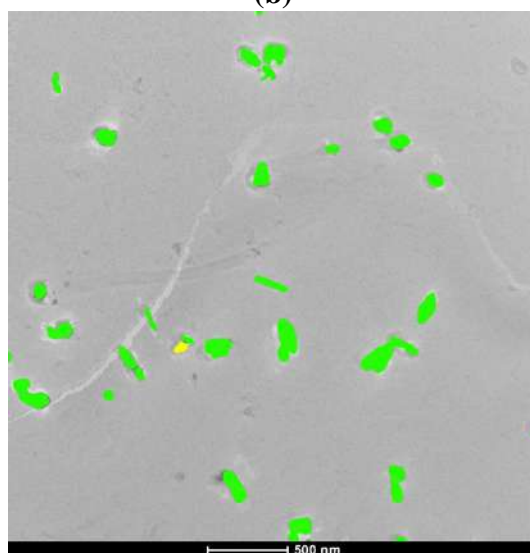
(a)



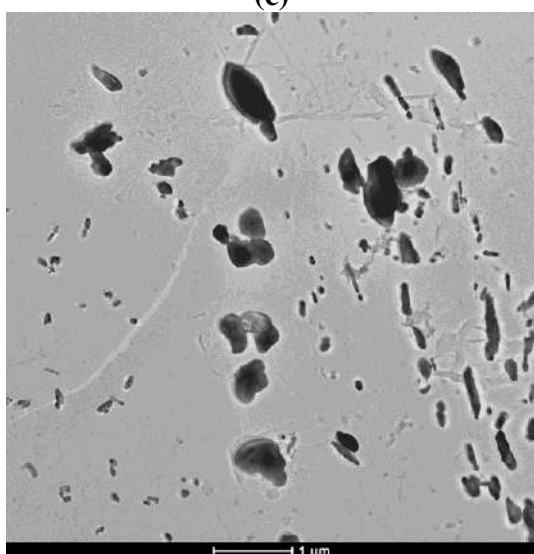
(b)



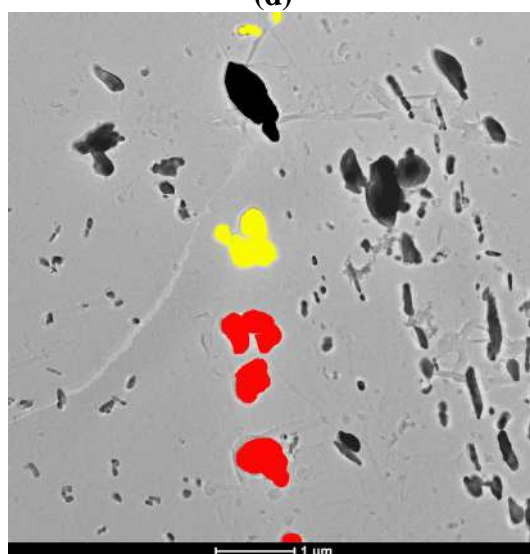
(c)



(d)



(e)



(f)

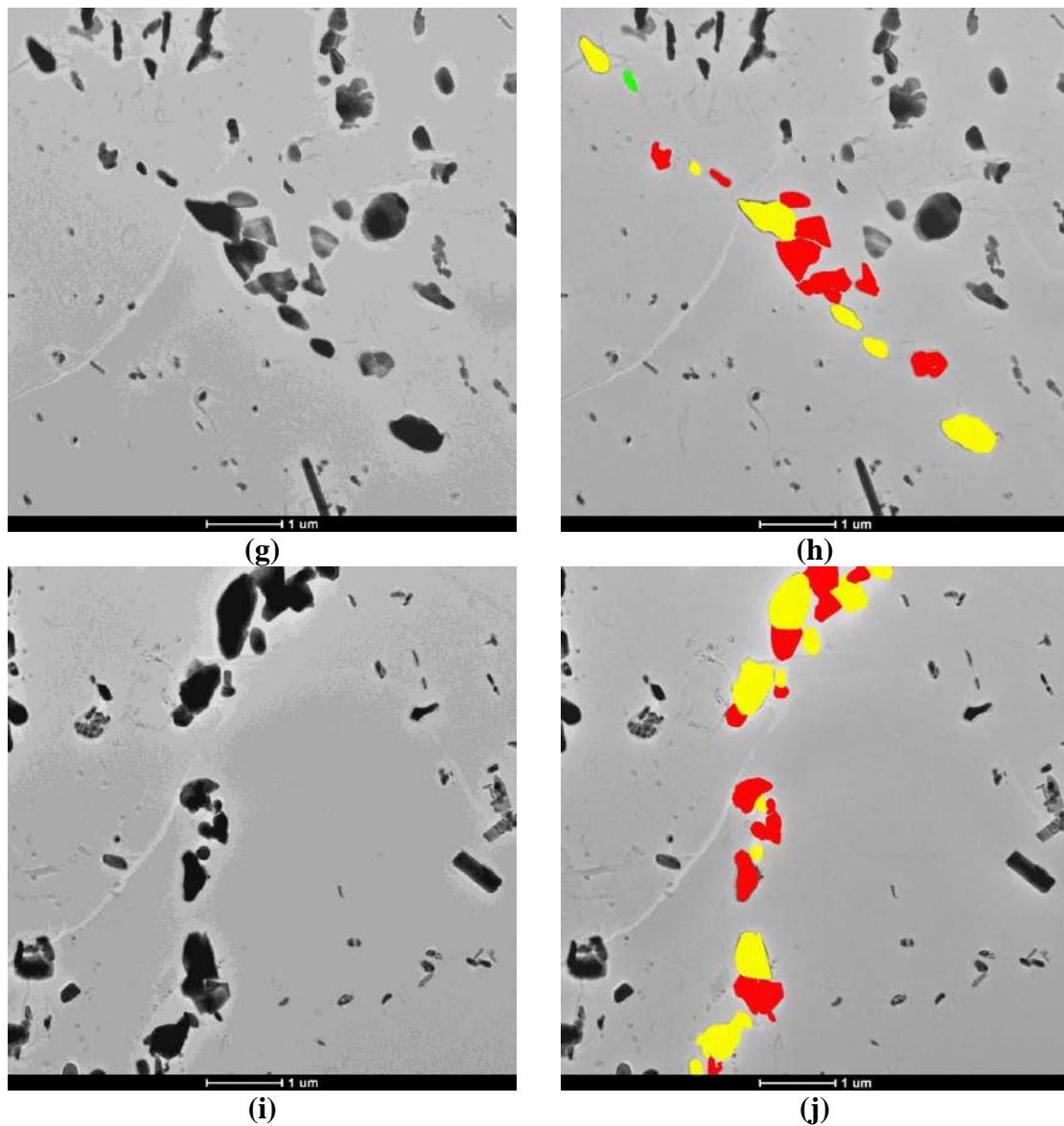


Figura II.11 – (a) Campo perlítico; (b) Campo perlítico segmentado; (c) Campo ferríticos; (d) Campo ferríticos segmentado; (e), (g), (i) Campos de contorno de grão; (f), (h), (j) Campos de contorno de grão segmentados. Cores atribuídas aos precipitados: M_2C – verde; M_7C_3 – amarelo; $M_{23}C_6$ – preto; M_6C – vermelho.